

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ РЕСПУБЛИКИ БЕЛАРУСЬ
Белорусский национальный технический университет

МЕТАЛЛУРГИЯ

**РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ
СБОРНИК НАУЧНЫХ ТРУДОВ**

Основан в 1967 году

**ВЫПУСК 34
В 2 ЧАСТЯХ
ЧАСТЬ 2**

**Минск
БНТУ
2013**

УДК 669(082)

М54

Металлургия : Республ. межведом. сб. науч. тр. : в 2 ч. – Минск : БНТУ, 2013. – Вып. 34, ч. 2. – 194 с.

В части 2 сборника представлены материалы в области материаловедения, металловедения и термической обработки металлов и сплавов. Рассмотрены вопросы повышения качества и улучшения свойств деталей и конструкций, определены перспективные направления создания новых материалов, технологий и оборудования.

Результаты исследований нашли широкое применение в условиях металлургических и машиностроительных производств республики.

Для инженерно-технических и научных работников, преподавателей и студентов вузов соответствующего профиля.

Редакционная коллегия :

*В.И. Тимошпольский (гл. редактор), Б.М. Немененок (зам. гл. редактора),
И.А. Трусова (отв. секретарь), К.Е. Белявин, А.И. Гордиенко,
Н.И. Иваницкий, Л.А. Исаевич, Д.М. Кукуй,
А.М. Лазаренков, Е.И. Марукович, В.К. Шелег*

Рецензенты :

**академик Национальной академии наук Беларуси,
доктор технических наук С.А. Астапчик;
член-корреспондент Национальной академии наук Беларуси,
доктор физико-математических наук Н.В. Павлюкевич**

УДК 621.791.13

**В.Н. КОВАЛЕВСКИЙ, д-р техн. наук,
Г.М. СЕНЧЕНКО, канд. техн. наук,
Н.И. УРБАНОВИЧ, канд. техн. наук (БНТУ)**

ОБРАБОТКА ВЗРЫВОМ И ИСКУССТВЕННОЕ СТАРЕНИЕ ДЮРАЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16Т

Дюралюминиевый сплав Д16 относится к классу деформируемых материалов, упрочняемых термообработкой. С целью повышения прочностных свойств его подвергают процессу закалки с последующим естественным (Д16Т) или искусственным (Д16Т1) старением.

Естественное старение дюралюминия заключается в вылеживании сплава после закалки в течение 4–5 суток при комнатной температуре. В это время в твердом растворе протекают диффузионные процессы, связанные с выделением зон Гюнье-Престона [1], обогащенных атомами меди и когерентно связанных с решеткой алюминия. При этом не происходит разупрочнения сплава и при любом увеличении длительности выдержки ему присущ определенный комплекс механических и физических свойств (временное сопротивление разрыву $\sigma_b = 440$ МПа, относительное удлинение $\delta = 15\text{--}20\%$).

При повышении температуры старения до 150 °С и выше (искусственное старение) в местах с повышенной концентрацией меди формируются упрочняющие интерметаллидные фазы. При увеличении температуры старения или времени выдержки происходит заметный рост упрочняющих фаз и их коагуляция с разупрочнением сплава.

Для достижения более высокого уровня свойств дюралюминиевого сплава применяют его термомеханическую обработку, наиболее распространенными схемами которой являются следующие [2–4]:

– закалка + деформация + естественное (искусственное) старение;

– закалка + естественное старение + деформация + искусственное старение.

В обеих схемах деформация ускоряет процесс распада пересыщенного твердого раствора и при оптимальных режимах обработки достигаются следующие характеристики сплава [4]: $\sigma_s = 480$ МПа, $\sigma_{0,2} = 475$ МПа, $\delta = 8\%$.

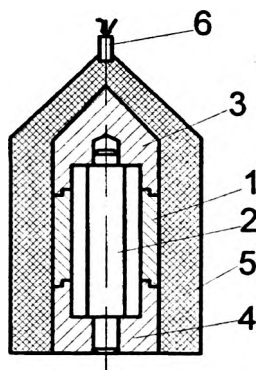
Одной из разновидностей деформационно-термического упрочнения сплава Д16 является применение импульсной (взрывной) обработки в сочетании с закалкой и старением сплава [5]. Максимальный упрочняющий эффект при этом был достигнут после искусственного старения при температурах 120–150 °С обработанного ударными волнами естественностаренного сплава Д16Т: $\sigma_s = 560$ МПа, $\delta = 11,1\%$.

Еще большими возможностями упрочнения обладает высокоскоростная (взрывная) пластическая деформация трубных заготовок на цилиндрическую оправку. При обработке сплава Д16 по схеме: «закалка 500 °С в воду + естественное старение + упрочнение взрывом + естественное старение» достигнуто максимальное из известных по литературным источникам значение временного сопротивления разрыву $\sigma_b = 600$ –630 МПа [6]. Установлено, что в зависимости от степени пластической деформации дюралюминиевого сплава легирующие элементы Си и Mg могут как выделяться из α -твердого раствора, так и растворяться в нем, что сопровождается соответственно образованием и разрушением упрочняющих зон Гюнье-Престона, фаз *S* и *Q*. При этом зоны Гюнье-Престона и интерметаллидные фазы выделяются преимущественно на дефектах кристаллической решетки и равномерно распределены по объему зерна.

Учитывая, что максимальный упрочняющий эффект от ударно-волновой обработки сплава Д16 был достигнут после его искусственного старения [5], были проведены дополнительные исследования по влиянию термической обработки на свойства обработанного взрывом сплава Д16Т (по схеме, показанной на рисунке 1).

Искусственное старение проводили при температурах 150, 175, 200 °С в течение 30 ч. Механические свойства сплава Д16Т в зависимости от времени выдержки приведены на рисунках 2–4.

Анализ данных старения при температуре 150 °С (рисунок 2) показывает незначительное изменение механических свойств. В начальный период ($\tau = 3$ ч) σ_b снижается до 580 МПа с одновременным повышением пластичности сплава (δ – до 8 %, ψ – до 16 %). В дальнейшем σ_b и δ практически не изменяются на протяжении всего исследуемого периода старения, а относительное сужение постепенно повышается до 22 %.



1 – труба упрочняемая; 2 – оправка; 3 – откольный элемент верхний;
4 – откольный элемент нижний; 5 – заряд ВВ; 6 – электродетонатор
Рисунок 1 – Схема упрочнения взрывом

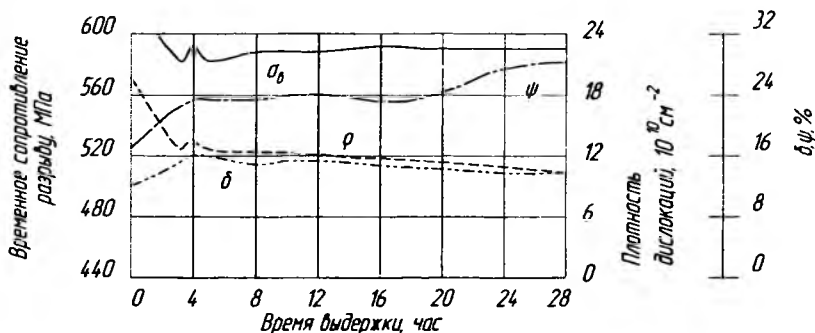


Рисунок 2 – Свойства сплава Д16Т после старения при 150 °С

Результаты рентгеновских исследований показали, что в течение первых трех часов происходит значительное снижение плотности дислокаций ρ с $23 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ до $11 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, чем и объясняются изменения временного сопротивления разрыву сплава в этот промежуток времени.

Увеличение времени выдержки приводит к появлению избыточных фаз CuMgAl , CuAl_2 и в небольшом количестве Mg_2Si , однако эти фазы на рентгенограммах фиксируются линиями слабой интенсивности, имеют «размытый» характер, что затрудняет определение их абсолютной величины. Выдержке $\tau = 7 \text{ ч}$ соответствует максимальное значение избыточных фаз, а при дальнейшем увеличении времени старения наблюдается тенденция к их уменьшению. Экстремальные точки на графике $\sigma_{\text{в}} = f(\tau)$ при $\tau = 4 \text{ ч}$ и $\tau = 7-8 \text{ ч}$ объясняются увеличением в первом случае плотности дислокаций, во втором – ростом микроискажений кристаллической решетки, вызванных в обоих случаях появлением и ростом частиц упрочняющих фаз.

Аналогичная картина наблюдается при старении сплава Д16 при температуре 175°C в течение 12–14 ч (рисунок 3). При большем времени выдержки временное сопротивление разрыву монотонно падает, незначительно уменьшается относительное удлинение. Такое поведение материала соответствует образованию частиц стабильных δ и θ -фаз, что подтверждается рентгеновскими исследованиями.

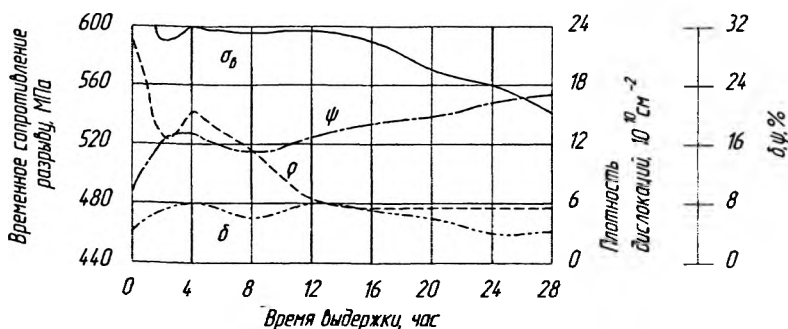


Рисунок 3 – Свойства сплава Д16Т после старения при 175°C

Однако в отличие от обычной схемы обработки дюралюминия (закалка + искусственное старение) абсолютные значения временного сопротивления разрыву значительно выше. По сравнению с ударно-волновой обработкой существенно увеличивается время выдержки, после которого наблюдается снижение σ_b сплава.

Старение сплава Д16 при температуре 200 °С (рисунок 4) приводит к резкому снижению σ_b , связанному как с уменьшением плотности дислокаций, так и с образованием и ростом S и θ -фаз, максимальное значение которых отмечается при $\tau = 2-3$ ч. При увеличении времени выдержки до 10 ч и более происходит стабилизация свойств материала, численные значения которых соответствуют свойствам сплава Д16 после закалки и искусственного старения: $\sigma_b = 470-490$ МПа, $\delta = 4-6$ %.

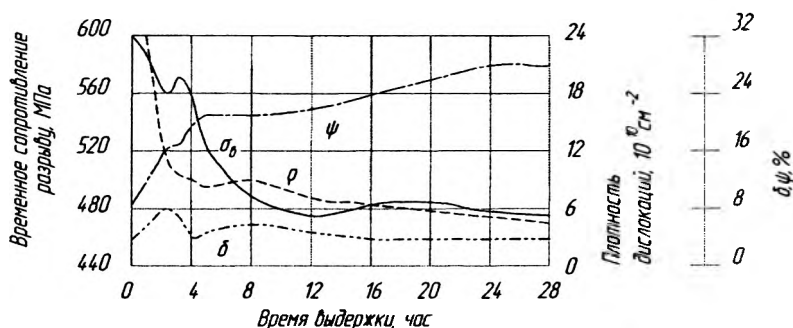


Рисунок 4 – Свойства сплава Д16Т после старения при 200 °С

В целом искусственное старение обработанного взрывом сплава Д16Т не приводит к его охрупчиванию при температурах старения 150–200 °С и выдержках до 30 ч, что объясняется мелкодисперсным характером выделения избыточных интерметаллидных фаз без их коагуляции и нарушения когерентности связей с α -твердым раствором. Это подтверждается постоянным уровнем относительного удлинения при любых режимах старения.

Однако искусственное старение не приводит и к повышению механических свойств, как это наблюдалось при деформационно-

термической и ударно-волновой обработке сплава Д16 [2, 4, 5]. Очевидно, это связано с тем, что процесс выделения избыточных интерметаллидных фаз происходит уже во время высокоскоростной пластической деформации и упрочняющий эффект от их выделения, а также от насыщения структуры материала дефектами кристаллической решетки намного выше, чем при фазовом старении сплава Д16. Искусственное старение обработанного взрывом сплава Д16Т обеспечивает стабилизацию его структуры и механических свойств. При этом оптимальным является старение сплава при 150 °С в течение 4 ч, когда обеспечиваются следующие свойства: $\sigma_b = 580\text{--}600$ МПа, $\delta = 7\text{--}8\%$, $\psi = 14\text{--}16\%$.

Литература

1. **Колачев, Б.А.** Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов / Б.А. Колачев, В.А. Ливанов, В.И. Елагин. – М.: Металлургия, 1981. – 414 с.
2. **Фридляндер, И.Н.** Алюминиевые деформируемые конструкционные сплавы / И.Н. Фридляндер. – М.: Металлургия, 1979. – 208 с.
3. **Рабинович, М.Х.** Термомеханическая обработка алюминиевых сплавов / М.Х. Рабинович. – М.: Машиностроение, 1972. – 160 с.
4. **Лужников, Л.П.** Деформируемые алюминиевые сплавы для работы при повышенных температурах / Л.П. Лужников. – М.: Металлургия, 1965. – 290 с.
5. **Беляев, В.И.** Влияние импульсной и термической обработки на свойства сплава Д16 / В.И. Беляев, И.Л. Бумина // Порошковая металлургия. – 1984. – № 8. – С. 54–56.
6. **Ковалевский, В.Н.** Деформационно-термическое упрочнение сплава Д16 с использованием энергии взрыва / В.Н. Ковалевский, Г.М. Сенченко // Порошковая металлургия: достижения и проблемы: сборник докладов международной научно-технической конференции, Минск, 22–23 сентября. – Минск, 2005. – С. 246–249.

ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОБОРИСТЫХ ДИФфуЗИОННЫХ ПОКРЫТИЙ НА УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ

Одним из способов повышения надежности и долговечности деталей машин, технологической и инструментальной оснастки является химико-термическая обработка, в частности, термодиффузионное борирование. Боридные слои, получаемые на углеродистых и легированных сталях, характеризуются высокой износостойкостью в различных условиях трения и износа, коррозионной стойкостью в некоторых жидких и газовых агрессивных средах, а также окислительной стойкостью, в частности, на воздухе до 800 °С. Вышеуказанные физико-механические свойства боридных покрытий определяются их фазовым составом, которому соответствует определенное содержание бора в каждой из фаз, входящих в боридный слой.

В настоящее время считается, что основой традиционного боридного слоя, получаемого при различных способах химико-термической обработки, являются либо фазы FeB (содержание бора – 16,23 % масс.) и Fe₂B (содержание бора – 8,83 % масс.), либо только фаза Fe₂B [1].

В работе [2] Ляховича Л.С. с сотрудниками в 1970 г. впервые на основании расчетных и экспериментальных результатов была предложена диаграмма состояния системы В-Fe с учетом существования третьего борида FeB₂. Работы последних лет [3, 4] в области изучения процесса борирования также показали наличие (как в системе железо-бор, так и в диффузионных слоях) борида FeB₂ с содержанием бора 27,9 % масс.

Целью настоящей работы явилось исследование возможности получения на углеродистых сталях боридных слоев, содержащих более 16 % масс. бора, из порошковых насыщающих сред методом внепечной металлотермии.

Порошковую насыщающую среду для осуществления процесса термодиффузионного борирования получали методом внепечной металлотермии с использованием процесса самораспространяюще-

гося высокотемпературного синтеза многокомпонентных систем, содержащих оксид бора и оксид хрома в качестве основных компонентов с добавками других оксидов в качестве реагентов, оксида алюминия как инертного разбавителя и порошок алюминия в качестве восстановителя. В качестве реагентов использовали оксиды железа, никеля, циркония, меди, вольфрама и молибдена.

Толщину диффузионных покрытий, формирующихся на стали 20, и их микроструктуру контролировали по шлифам, которые после шлифовки и полировки алмазными пастами подвергали травлению 3 % раствором азотной кислоты (HNO_3) в спирте; для более четкого выявления структуры слоя дополнительно травили в спиртовом растворе йода. При приготовлении шлифов для предотвращения «завалов» и «перекосов» образцы укрепляли в специальных струбцинах.

Металлографические исследования структуры диффузионных покрытий проводили на микроскопе «Neophot 21» при увеличении $\times 100$ –500. Толщину диффузионного слоя определяли по результатам измерения пяти образцов на одну экспериментальную точку.

ДюрOMETрический анализ боридных слоев проводили на приборе ПМТ-3 по общепринятой методике при нагрузке 0,981 Н, время экспозиции составляло 10 с. Микротвердость покрытий определяли по результатам пяти отпечатков, соответствующих одной экспериментальной точке.

Микрорентгеноспектральный анализ диффузионных слоев осуществляли на сканирующем электронном микроскопе «Vega II LMU» (фирма Tescan, Чехия) с микроанализатором «Inca Energy 350» (Oxford Instruments, Англия). Фотографии микроструктур обрабатывались и изготавливались на компьютере с использованием программы «Fotoshop».

Изучение термокинетических параметров прохождения реакции восстановления при проведении внепечной металлотермии показало, что введение в порошковую смесь на основе оксида бора, алюминия, оксида алюминия, оксида хрома и оксида циркония легкоплавких оксидов никеля, меди, железа, вольфрама и молибдена позволило повысить температуру прохождения реакции

восстановления на 80–100 °С и, соответственно, увеличить степень восстановимости оксидов бора, хрома и циркония.

Термодинамическое моделирование синтеза порошковых борированных сред, подробно представленное в работе [5], позволило установить для каждого из исследуемых составов вещества, которые при последующем проведении химико-термической обработки могут являться источниками атомов бора. Установлено, что такими соединениями в исследуемых порошковых средах могут быть AlB_{12} , AlB_2 , CrB_2 , CrB , ZrB_2 , Ni_4B_3 и FeB .

Процесс борирования углеродистой стали 20 в разработанных составах проводили при температуре 950 °С в течение 4 ч в шахтных печах с силитовыми нагревателями в контейнерах из жаростойких сталей. Герметизацию контейнера осуществляли наведением плавкого затвора на основе борного ангидрида. В приготовленные порошковые среды перед термодиффузионным насыщением добавляли активаторы KBF_4 и AlF_3 в количестве 0,5 %.

Как показали проведенные исследования, результаты которых представлены в таблице 1, количество бора в слое, его фазовый состав, структура и толщина зависят от состава синтезированной порошковой среды, и, соответственно, от вида веществ, являющихся источниками атомов бора.

Осуществление процесса насыщения в составах 1–6 приводит к формированию на углеродистой стали двухфазных по виду боридных слоев, различных по толщине и по соотношению фаз в слое. Необходимо отметить, что хотя структура слоя игольчатая и внешне напоминает структуру слоя, получаемого при использовании составов на основе карбида бора, микротвердость полученных слоев значительно выше и, что главное, ее значения внутри каждой из фаз диффузионного слоя не постоянны, а меняются внутри каждой фазы от минимальных до максимальных значений (рисунок 1). Микроструктуры двухфазных диффузионных слоев с минимальным и максимальным содержанием бора, полученные соответственно из порошковых сред составов 1 и 5, представлены на рисунке 2 а, б.

Таблица 1 – Влияние состава порошковых сред на характеристики диффузионных боридных слоев на стали 20

№ состава	Состав насыщающей смеси, % масс.	Источники бора	Вид диффузионного слоя	Микротвердость диффузионного слоя, МПа	Общая толщина диффузионного слоя, мкм	Количество бора в слое*, % масс.
1	$22\text{Al}_2\text{O}_3 + 15\text{Cr}_2\text{O}_3 + 26\text{B}_2\text{O}_3 + 28\text{Al} + 6\text{NiO} + 3\text{ZrO}_2$	CrB_2 ; Ni_4B_3 ; AlB_{12} ; ZrB_2	Двухфазный	11700–18900	200	14,39; 16,40; 16,45
2	$25\text{Al}_2\text{O}_3 + 15\text{Cr}_2\text{O}_3 + 25\text{B}_2\text{O}_3 + 27\text{Al} + 5\text{Ni} + 3\text{ZrO}_2$	CrB_2 ; Ni_4B_3 ; AlB_{12} ; ZrB_2	Двухфазный	10200–18900	240	16,02; 14,48; 17,34
3	$24\text{Al}_2\text{O}_3 + 15\text{Cr}_2\text{O}_3 + 5\text{B}_2\text{O}_3 + 28\text{Al} + 5\text{WO}_3 + 3\text{ZrO}_2$	CrB ; AlB_{12} ; WB ; ZrB_2 ; AlB_2	Двухфазный	10200–18900	160–220	22,34; 16,45; 20,61
4	$24\text{Al}_2\text{O}_3 + 15\text{Cr}_2\text{O}_3 + 25\text{B}_2\text{O}_3 + 28\text{Al} + 5\text{Fe}_2\text{O}_3 + 3\text{ZrO}_2$	CrB_2 ; FeB ; CrB ; AlB_{12} ; ZrB_2	Двухфазный	10000–18200	280	18,99; 23,27; 20,33; 17,62
5	$24\text{Al}_2\text{O}_3 + 15\text{Cr}_2\text{O}_3 + 25\text{B}_2\text{O}_3 + 28\text{Al} + 5\text{MoO}_3 + 3\text{ZrO}_2$	CrB_2 ; AlB_{12} ; ZrB_2	Двухфазный	12000–22900	320–360	36,62; 34,53; 37,76; 32,57
6	$22\text{Al}_2\text{O}_3 + 15\text{Cr}_2\text{O}_3 + 26\text{B}_2\text{O}_3 + 6\text{CuO} + 28\text{Al} + 3\text{ZrO}_2$	AlB_{12} ; AlB_2 ; CrB ; ZrB_2	Двухфазный	12900–22900	380–400	25,14; 25,37; 17,86; 15,40
7	$8\text{Al}_2\text{O}_3 + 8\text{Cr}_2\text{O}_3 + 23\text{B}_2\text{O}_3 + 22\text{Al} + 10\text{Ni} + 25\text{Fe} + 3\text{ZrO}_2$	FeB ; Ni_4B_3 ; CrB ; ZrB_2	Однофазный	10600–15100	160–200	16,19; 17,80; 17,52
8	$11\text{Al}_2\text{O}_3 + 9\text{Cr}_2\text{O}_3 + 23\text{B}_2\text{O}_3 + 22\text{Al} + 6\text{CuO} + 25\text{Fe} + 3\text{ZrO}_2$	FeB ; CrB ; ZrB_2	Однофазный	11700–18900	80–100	20,87; 18,21; 19,70

*Замеры количества бора произведены от поверхности образца по толщине диффузионного слоя



- Δ – боридный слой, полученный из порошковой среды на основе карбида бора;
 ■ – боридный слой, полученный из синтезированной порошковой среды исследуемого состава № 5

Рисунок 1 – Микротвердость боридного слоя на стали 20

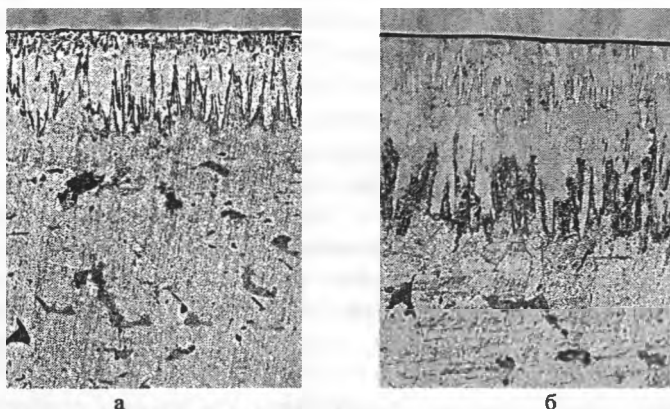


Рисунок 2 – Микроструктуры двухфазных диффузионных слоев с минимальным (а) и максимальным (б) содержанием бора, $\times 300$

Анализ данных металлографического исследования показал, что использование порошковых смесей 7 и 8 приводит к формированию однофазных по виду боридных слоев. Микроструктуры однофазных диффузионных слоев с минимальным и максимальным содержанием бора, полученные из составов 7 и 8, представлены на рисунке 3.

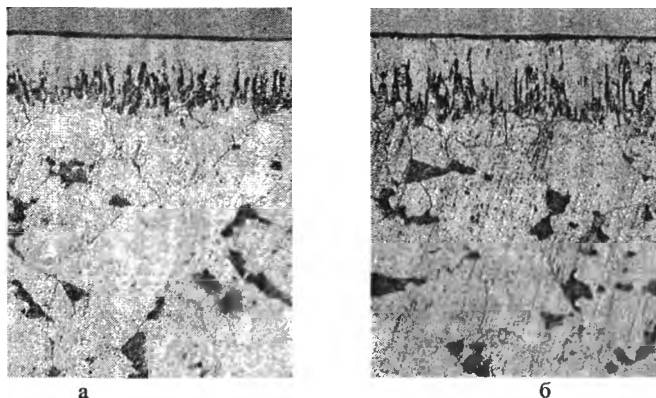


Рисунок 3 – Микроструктуры однофазных диффузионных слоев с минимальным (а) и максимальным (б) содержанием бора, $\times 300$

Данные микрорентгеноспектрального анализа однофазных боридных слоев, полученных из составов 7 и 8 (таблица 1), свидетельствуют об отсутствии в диффузионном слое соединения Fe_2B , в котором содержание бора составляет 8,83 % масс.

На основании диаграммы состояния системы В–Fe, предложенной Ляховичем Л.С. с сотрудниками в работе [2], схемы уточненной диаграммы системы В–Fe, предложенной Круковичем М.Г. в работе [4], построенных с учетом существования третьего бориды железа FeB_2 , содержащего 27,9 % масс. бора, а также представленных выше результатов наших исследований, можно предположить, что в диффузионных слоях, полученных методом внепечной металлотермии из металлооксидных порошковых сред с добавлением оксидов тугоплавких металлов и меди, присутствует высокобористая фаза FeB_2 и эвтектика (FeB и FeB_2).

Таким образом, весьма значительная для данных температурно-временных параметров толщина боридного слоя на стали 20 и отличающиеся от традиционных результаты дюрOMETрического и микрорентгеноспектрального анализа свидетельствуют как об изменении фазового состава боридного слоя, так и о возможности получения на углеродистых сталях высокобористых покрытий из порошковых сред на основе металлооксидных композиций при использовании метода внепечной металлотермии.

Литература

1. Ворошнин, Л.Г. Борирование стали / Л.Г. Ворошнин, Л.С. Ляхович. – М : Металлургия, 1978. – 240 с.
2. Ворошнин, Л.Г. Структура сплавов системы Fe–В / Л.Г. Ворошнин [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1970. – № 9. – С 14–17.
3. Помельникова, А.С. Особенности структурных превращений, происходящих при образовании кристаллической структуры боридов в сталях / А.С. Помельникова, М.Н. Шипко, М.А. Степович / Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2011. – № 3. – С. 99–106.
4. Крукович, М.Г. Пластичность борированных слоев / М.Г. Крукович, Б.А. Прусаков, И.Г. Сизов. – М.: Физматлит, 2010. – 384 с.
5. Kuchrieva, N.G. Badania wpływu składu proszków na strukturę i budowę fazową warstw borowanych dyfuzujnie / N.G. Kuchrieva, [et al.] // Nowoczesne procesy obróbki cieplnej w produkcji narzędzi, Krakow–2010. – Surface Engineering. – 2010. – № 4. – P. 49–58.

УДК 621.793

М.А. БЕЛОЦЕРКОВСКИЙ, д-р техн. наук,
А.С. ПРЯДКО (ОИМ НАН Беларуси),
И.Л. ПОБОЛЬ, д-р техн. наук,
А.И. ПОБОЛЬ (ФТИ НАН Беларуси),
И.Р. ШЕГЕЛЬМАН, д-р техн. наук,
А.В. РОМАНОВ (ФГБОУ ВПО «ПетрГУ», г. Петрозаводск)

НАНЕСЕНИЕ КОРРОЗИОННО-СТОЙКОГО ПОКРЫТИЯ НА ВЫСОКОПРОЧНЫЙ ЧУГУН С ШАРОВИДНЫМ ГРАФИТОМ МЕТОДОМ ГИПЕРЗВУКОВОЙ МЕТАЛЛИЗАЦИИ

Введение. Необходимость создания современного транспортного упаковочного комплекта (ТУК) для длительного хранения и транспортирования отработавшего ядерного топлива (ОЯТ) реакторов ВВЭР-1000/1200 вызвана рядом причин. Используемые ТУК-10 и ТУК-13 для ОЯТ ВВЭР-1000 и транспортные средства для их пе-

ревозки были созданы более 50 лет назад, по заключению специалистов ОАО «КБСМ» практически исчерпали проектный ресурс и не отвечают современным требованиям безопасности, в том числе требованиям МАГАТЭ [1, 2]. Характеристики тепловыделяющих сборок, которые будут использоваться в реакторах ВВЭР-1000/1200, существенно превышают параметры традиционных сборок. Используемые комплекты для хранения и транспортирования достаточно дорогостоящие. Их замена по причине естественного старения требует значительных финансовых затрат.

Для создания перспективного ТУК экономически наиболее целесообразным является использование высокопрочного чугуна с шаровидным графитом (ВЧШГ) [2]. Этот материал подтвердил высокую надежность многолетним использованием в ТУК зарубежных производителей. Одним из проблемных вопросов является создание коррозионно-стойкого покрытия, которое необходимо нанести на ВЧШГ. Покрытие должно быть устойчивым к многократному воздействию дезактивирующих растворов на наружные, внутренние и торцевые поверхности корпуса контейнера, в том числе, соприкасающиеся с уплотнениями внутренней и наружной крышек. Анализ известных высокотехнологичных и относительно дешевых покрытий (лакокрасочных, полимерных, керамических) показал, что они не могут в полной мере обеспечить требования к покрытию для ТУК, так как не сочетают в себе необходимые механические свойства и стойкость при дезактивации.

Анализ применяемых и перспективных материалов. Особенностью ВЧШГ является наличие на поверхностях отливки выступающих зерен графита, что вызывает необходимость разработки особых требований к надежности сцепления наносимого покрытия, а также к пористости покрытия и устойчивости к радиационному воздействию.

Нами исследуется проблема нанесения коррозионностойкого покрытия на поверхность корпуса контейнера, выполненного из ВЧШГ. Наиболее важным для достижения требуемых механических свойств такого чугуна является получение правильной шаровидной формы графита, формирование которой зависит от ряда факторов (состав металла, условия модифицирования, температура модифицирования, шихтовые материалы и др.). Основные физические свойства ВЧШГ отличаются от свойств других видов чугуна. В

частности, коэффициент термического расширения ВЧШГ несколько выше, а теплопроводность – ниже, чем у серого чугуна. При выборе метода нанесения коррозионностойкого покрытия на изделие из ВЧШГ важно избежать деградации механических свойств основного материала в результате термического воздействия на ВЧШГ.

В общем виде основные требования к покрытию ТУК на основе ВЧШГ включают [3]:

- покрытие должно наноситься на высокопрочный чугун с шаровидным графитом марки ПК-1 (ТУ 11306-004-00212179-2001);
- толщина покрытия должна быть не менее 1 мм;
- пористость покрытия – закрытая (не более 4 %);
- адгезионная прочность – не менее 10 МПа;
- число дезактиваций за период эксплуатации – до 200 раз;
- интегральная поглощенная доза по гамма-излучению за 50 лет – $3 \cdot 10^9$ рад, флюенс быстрых нейтронов ($E_n > 0,1 \text{ МэВ}$) за 50 лет эксплуатации – $4 \cdot 10^{14} \text{ Н/см}^2$;
- рабочей средой является: воздух, гелий, вода, щелочные и кислотные дезактивирующие растворы;
- срок службы – 50 лет.

При использовании на ФГУП «Горно-металлургический комбинат» (г. Железногорск, РФ) дезактивирующих растворов (щелочно-го десорбирующего: $50,0 \pm 5 \text{ г/л NaOH} + 0,5 \pm 0,1 \text{ г/л KMnO}_4$, а также кислого десорбирующего: $30,0 \pm 5 \text{ г/л HNO}_3 + 2,0 \pm 0,5 \text{ г/л H}_2\text{C}_2\text{O}_4$) защита чугунных отливок из ВЧШГ может быть обеспечена только при нанесении на поверхность покрытия из нержавеющей стали. При выборе конкретного метода нанесения защитного слоя нержавеющей стали не допускается деградация механических свойств основного материала в процессе нанесения покрытия.

Принимая во внимание возможность нагрева поверхности корпуса контейнера до температуры 125°C , выбор материала коррозионностойкого покрытия должен учитывать свойства основы. Существует достаточно много материалов, обладающих высокими защитными свойствами. С точки зрения минимизации затрат целесообразно применять нержавеющую аустенитную сталь. В зависимости от исходного структурного состояния ВЧШГ разность коэффициентов термического расширения чугуна и нержавеющей аустенитной стали может составлять от 20 до 80 %.

Оборудование и методики исследований. В процессе апробирования и сопоставления возможных методов газотермического нанесения покрытия нами установлено, что наиболее целесообразно для ТУК с корпусом из ВЧШГ использовать методы, основанные на распылении проволочных материалов. Технологии изготовления, восстановления, упрочнения и защиты быстроизнашивающихся деталей машин и элементов конструкций, использующие распыление проволоки, хорошо зарекомендовали себя при восстановлении деталей машин и механизмов общемашиностроительного профиля.

Одним из способов повышения физико-механических и эксплуатационных характеристик покрытий, нанесенных методом традиционной металлизации, является повышение скорости полета частиц напыляемого материала за счет нагрева распыляющего газа непрерывным источником энергии, при этом максимальную скорость истечения газовой струи можно получить путем использования сверхзвукового сопла Лавала. В отличие от классической схемы электродуговой металлизации, при гиперзвуковой металлизации (ГМ) распыление жидкого металла, образующегося в результате теплового воздействия электрической дуги на торцы двух проволочных электродов, проводится струей продуктов сгорания пропано-воздушной смеси (рисунок 1, а).

Созданы установки активированной электродуговой металлизации, которые обеспечивают достижение сверхзвуковых скоростей движения распыляющего потока [4]. Разработанная малогабаритная камера сгорания пропано-воздушной смеси оригинальной конструкции [5] позволила создать ручной аппарат с более высокими динамическими параметрами распыляющего потока (скорость 1300–1500 м/с), что и обусловило название процесса – «гиперзвуковая металлизация» (ГМ) (рисунок 1, б). Установка обеспечивает производительность 19 кг/ч при распылении стальных проволок диаметром 2 мм.

Скоростной напор потока при ГМ втрое больше, чем при плазменном напылении. Это позволяет частицам расплавленного металла двигаться в потоке со скоростью около 500 м/с и формировать покрытия, имеющие плотность до 97 %, и при этом вдвое выше прочность сцепления с подложкой по сравнению с ЭДМ. Для ГМ могут использоваться проволоки из различных металлов – сталь, цинк, алюминий, бронза, медь, нихром, а также их сочетание. Кро-

ме того, применяются и порошковые проволоки. Вследствие особенностей процесса ГМ-покрытия устойчивее против трещинообразования при увеличенной толщине в сравнении с газопламенными и плазменными. Для плазменных покрытий резко возрастает вероятность растрескивания при толщине свыше 0,7 мм за счет дополнительного нагрева плазменной струей. ГМ-покрытия гораздо устойчивее к этому дефекту. Возможно нанесение покрытия толщиной 0,5–7,0 мм, при этом уровень термических напряжений не приводит к образованию трещин.



Рисунок 1 – Принципиальная схема распылительной головки гиперзвукового металлатора (а) и внешний вид ручного металлатора установки ГМ (б)

В экспериментах использована проволока толщиной 1,6 мм из стали 08Х19Н9Т. Адгезионную прочность покрытий, полученных газотермическим напылением, исследовали с помощью штифтового метода, заключающегося в отрыве штифта от нанесенного слоя нормально приложенной нагрузкой. Методика включает следующие основные операции: подготовка образцов для напыления; нанесение покрытия на штифт; определения на разрывной машине усилия отрыва покрытия и определение его адгезионной прочности.

Штифтовой метод оценки прочности сцепления дает возможность быстрого получения результатов с достаточно высокой точностью. Образцы для определения адгезионной прочности штифтовым методом изготавливались из стали 45 (рисунок 2). Образец состоит из трех деталей: фланец-подложки 1, штифта 2 и корпуса 3. Штифт, выполненный в виде конуса с отверстием, устанавливается

в фланец-подложке, на которую наносится покрытие. Корпус предназначен для жесткой фиксации штифта в фланец-подложке и для установки образца в приспособлении для напыления (рисунок 2). Приспособление закрепляется в патроне токарного станка и позволяет наносить покрытия на выбранном режиме напыления или материале сразу на несколько образцов, что повышает точность получаемых результатов. После установки и фиксации в корпусе торец штифта обрабатывается совместно с поверхностью фланец-подложки для формирования ровной поверхности под напыление.

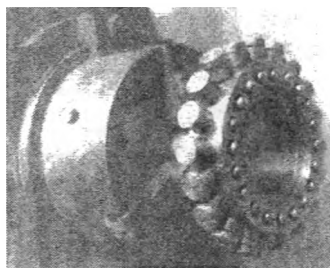
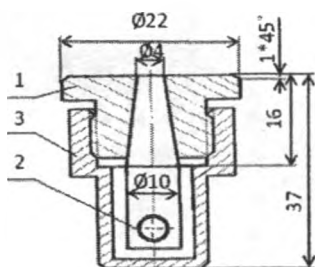


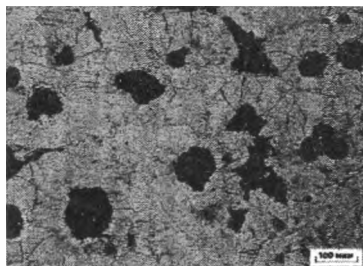
Рисунок 2 – Образец для измерения адгезионной прочности штифтовым методом и приспособление с 20 образцами

Непосредственно перед процессом нанесения покрытия проводили предварительную подготовку поверхности образцов под напыление, заключающуюся в удалении оксидной пленки и жировых загрязнений и струйно-абразивной обработке чугуновой колотой дробью. После формирования покрытия фланец-подложку со штифтом извлекали из корпуса и устанавливали в устройство, включающее приспособление для установки образца, динамометр для определения усилия отрыва и гидропривод для приложения усилия.

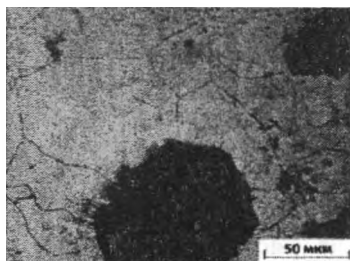
Структуру образцов изучали на растровом электронном микроскопе LEO 1455VP при увеличении 500–10000. Микрорентгено-спектральный анализ (MPCA) образцов проводился на рентгеновском микроанализаторе LEO 1455VP / «Cambridge Instruments» с энергодисперсионным детектором «Röntec».

Исследование покрытий из стали на чугуне. Микроструктура исходного ВЧШГ марки ПК-1 (рисунок 3) представляет собой

включения шаровидного графита в ферритной матрице. Средний размер ферритного зерна соответствует 3 баллу (111 мкм) по ГОСТ 5639, средний размер графитовых включений составляет ~100 мкм, микротвердость феррита чугуна 2,1 ГПа.



×100



×400

Рисунок 3 – Микроструктура чугуна. Феррит, графит шаровидный

Толщина нанесенного покрытия составляет ~1 мм. Измерение прочности соединения покрытия с основной показали, что достигнута достаточно высокая величина адгезии (более 30 МПа). На рисунке 4 показан поперечный шлиф образца из чугуна с покрытием.

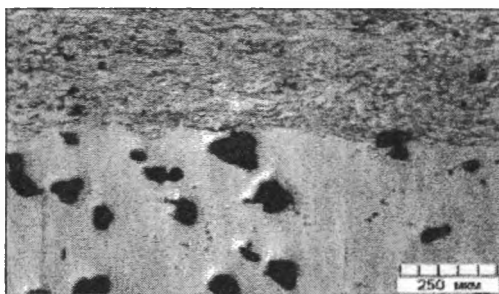


Рисунок 4 – Поперечный шлиф образца из ВЧШГ (нижняя часть) с покрытием из стали 08Х19Н9Т (образец не травлен)

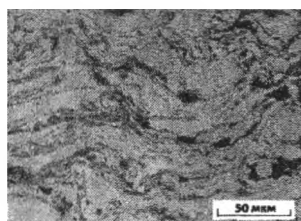
Отличительной особенностью ВЧШГ как в исходном состоянии, так и после нанесения покрытия из стали 08Х19Н9Т, является весьма компактная, близкая к шаровидной форма включений графита, имеющая наименьшее отношение поверхности к объему и в нан-

меньшей степени ослабляющая рабочее сечение отливки. Шаровидная форма включений графита не оказывает такого сильного надре-зывающего действия на металлическую основу, как пластинчатая форма, и способствует уменьшению концентрации напряжений во-круг включений графита. Отчетливо видно отсутствие термическо-го воздействия в процессе нанесения покрытия из стали 08X19N9T, влияющего на структуру ВЧШГ и размеры включений шаровидного графита не только в теле образца (вдали от поверхности), но и на самой покрываемой сталию поверхности. Граница между нанесен-ным слоем и основой однородная, дефекты на границе отсутствуют.

Покрытие из стали 08X19N9T на чугуна имеет слоистую струк-туру, состоящую из тонких слоев фазы серого цвета в светлой мат-рице (рисунки 5, 6). Слои в поперечном сечении шлифа расположе-ны волнообразно. Такие структуры характерны для всех способов нанесения металлических покрытий с расплавлением осаждаемого материала. Серая фаза представляет собой, по всей видимости, кар-бид на основе хрома и железа. Об этом свидетельствуют данные микрорентгеноспектрального анализа, которые показывают повы-шенное, по сравнению с матрицей, содержание хрома и углерода в серой фазе (рисунок 7). Микротвердость данной карбидной фазы на-много выше твердости матричной фазы (2–2,2 ГПа) и составляет 6–10 ГПа.

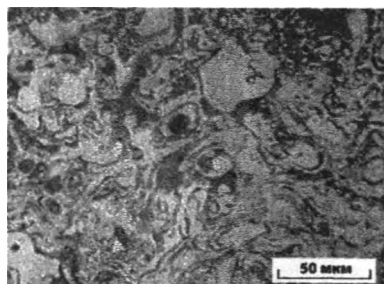


×100



×400

Рисунок 5 – Микроструктура поперечного сечения покрытия из стали 08X19N9T (шлиф не травлен)



×400

Рисунок 6 – Микроструктура слоя из стали 08X19N9T вблизи поверхности покрытия (шлиф не травлен), карбидная фаза в матрице

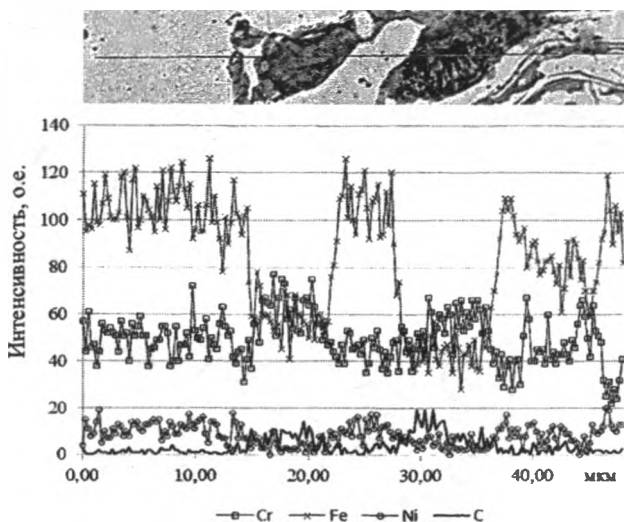


Рисунок 7 – Микрорентгеноспектральный анализ структурных элементов покрытия из стали 08X19N9T

Микроструктуры зоны контакта покрытия и чугуновой основы представлены на рисунках 8 и 9. Зона контакта покрытия с чугуном на большей части своей протяженности содержит повышенное по сравнению с чугуновой основой количество шаровидного графита (рисунок 8). Максимальная ширина зоны, в которой наблюдается

повышенное содержание графита, достигает 450 мкм. Графит в данной зоне находится в частично измельченном состоянии и образует прерывистую прослойку между покрытием и основой. Ширина этой прослойки достигает 30 мкм.

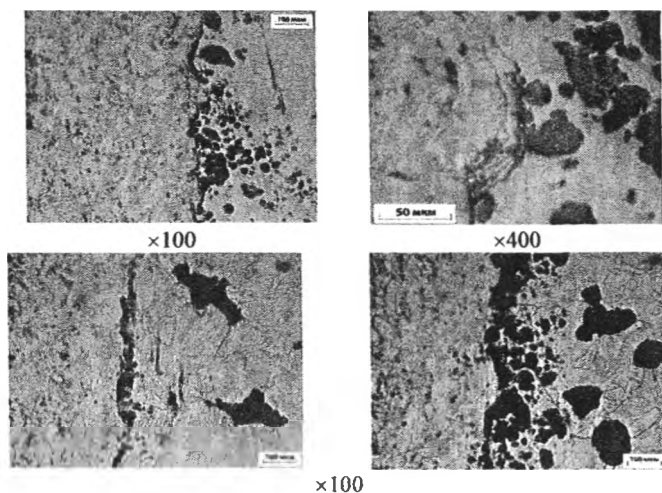


Рисунок 8 – Микроструктура зоны контакта покрытия и основы из чугуна (поперечное сечение), прослойка с высоким содержанием графита

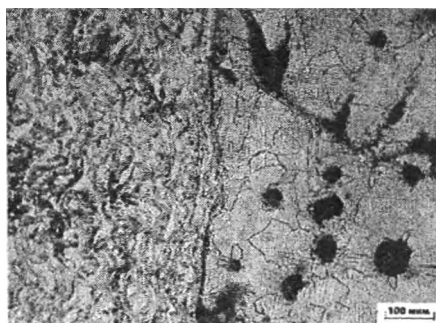


Рисунок 9 – Микроструктура зоны контакта покрытия и основы из чугуна (поперечное сечение). прослойка между основой и покрытием отсутствует

Отдельные участки контактной зоны не имеют отмеченных выше структурных особенностей. Переходная зона и графитовая прослойка на данных участках отсутствуют, наблюдается резкая смена структур основы и покрытия (рисунок 9).

Полученные результаты апробированы при разработке технологии нанесения покрытия для опытного образца контейнера ТУК-146 (разработчик ОАО «КБСМ»), созданного в рамках реализации комплексного проекта: «Создание ресурсосберегающего производства экологически безопасного транспортно-упаковочного комплекта для перевозки и хранения отработавшего ядерного топлива», ставшего победителем конкурса и финансируемого Министерством образования и науки Российской Федерации и ОАО «Петрозаводскмаш».

Заключение

В Республике Беларусь разработан способ гиперзвуковой металлизации и технические средства для его реализации, обеспечивающие высокие эксплуатационные характеристики систем основа – покрытие.

Проведенные исследования по нанесению покрытия из стали 08X19H9T на высокопрочный чугун с шаровидным графитом методом гиперзвуковой металлизации показали:

- шаровидная форма графита не оказывает сильного надрезающего действия на металлическую основу и способствует уменьшению концентраций напряжений вокруг включений графита;
- отсутствует термическое воздействие на структуру ВЧШГ и размеры включений графита;
- граница между нанесенным слоем и основой однородная и дефекты на границе отсутствуют;
- материал нанесенного слоя имеет плотную слоистую структуру;
- достигнута достаточно высокая прочность соединения покрытия с основой;
- пористость в покрытии практически не выявляется.

Оборудование и технология гиперзвуковой металлизации могут применяться для нанесения покрытий при изготовлении современных транспортных упаковочных комплектов для длительного хранения и транспортирования отработавшего ядерного топлива.

Литература

1. Опыт ОАО «КБСМ» по разработке схемно-конструктивных решений перспективного контейнера для хранения и транспортирования ОЯТ ВВЭР / В.Д. Гуськов [и др.] // Безопасность, эффективность и экономика атомной энергетики: материалы 6-й Междунар. науч.-техн. конф., Москва, 21–23 мая 2008 г. / Концерн Росэнергоатом. – Москва, 2008. – С. 736–740.

2. Новые технические решения по созданию транспортного упаковочного комплекта для хранения и транспортирования ОЯТ ВВЭР-1000 с повышенными характеристиками / В.Д. Гуськов [и др.] // Безопасность, эффективность и экономика атомной энергетики: материалы 8-й Междунар. науч.-техн. конф., Москва, 23–25 мая 2012 г. / Концерн Росэнергоатом. – Москва, 2012. – С. 223–224.

3. Васильев, А.С. Создание ресурсосберегающего производства экологически безопасного транспортно-упаковочного комплекта для перевозки и хранения отработавшего ядерного топлива / А.С. Васильев, И.Р. Шегельман, А.В. Романов // Наука и бизнес: пути развития. – 2012. – № 1(07). – С. 62–65.

4. Белоцерковский, М.А. Активированное газопламенное и электродуговое напыление покрытий проволочными материалами / М.А. Белоцерковский, А.С. Прядко // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2006. – № 12. – С. 17–23.

5. Белоцерковский, М.А. Технологические особенности и области использования гиперзвуковой металлизации / М.А. Белоцерковский, А.С. Прядко, А.Е. Черепко // Инновации в машиностроении: сб. научн. тр. / ОИМ НАН Беларуси. – Минск, 2008. – С. 479–484.

**М.Н. БОСЯКОВ,
С.В. БОНДАРЕНКО,
Д.В. ЖУК,
О.И. НАЗАРОВА,
М.Ш. АХМЕД,
И.Л. ПОБОЛЬ, д-р техн. наук (ФТИ НАН Беларуси)**

ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ПУТЕМ ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО АЗОТИРОВАНИЯ

Введение. Ионное модифицирование в тлеющем разряде в настоящее время является в промышленно развитых странах мира одним из основных методов поверхностного упрочнения, который заменил традиционные варианты химико-термической обработки ввиду своих неоспоримых преимуществ. По сравнению с газовым азотированием в печах ионно-плазменное азотирование (ИПА) обеспечивает [1]:

- сокращение продолжительности обработки в 2–5 раз как за счет снижения времени нагрева и охлаждения садки, так и за счет уменьшения времени изотермической выдержки;
- снижение хрупкости упрочненного слоя;
- сокращение расхода рабочих газов в 20–50 раз;
- сокращение расхода электроэнергии 1,5–3 раза;
- снижение деформации, что позволяет исключить финишную шлифовку;
- улучшение санитарно-гигиенических условий производства;
- полное соответствие технологии всем современным требованиям по охране окружающей среды.

Возможность проведения регулируемых процессов азотирования с оптимизацией диффузионных слоев по строению и фазовому составу для получения необходимого комплекса эксплуатационных свойств изделия является основным достоинством ИПА.

Большая часть изделий ведущих зарубежных фирм, изготавливаемых из инструментальных сталей (сверла, метчики, штампы, пресс-формы, литевая оснастка, матрицы, пуансоны, развертки,

фрезы, прошивки, протяжки, долбяки, резцы), обрабатывается методом ИПА. Азотирование стали значительно повышает твердость поверхности, увеличивает износостойкость сталей.

Ранее авторами исследованы возможности упрочнения методом ИПА штампового инструмента из полутеплостойких штамповых сталей 5ХНМ, 4Х5МФС, 3Х2В8, и др. для увеличения его долговечности. В результате ИПА для ковочных штампов и пресс-форм для литья металлов и сплавов повышается износостойкость, уменьшается прилипание металла к поверхности инструмента. Вместе с тем, значительно менее изучены возможности ИПА инструментальных сталей холодного деформирования.

Задача исследований. Широкое распространение для изготовления инструмента получила сталь 40Х. Возможности ее упрочнения изучаются достаточно давно, в том числе методом ИПА. Тем не менее, как показано в работе [2], имеются резервы существенного повышения эксплуатационных характеристик этой стали, прежде всего, с применением комбинированных технологий.

В ОАО «ИНТЕГРАЛ» в сборочном производстве интегральных микросхем используется более 25 видов вставок в штамповый инструмент, применяемых для вырубки различных корпусных деталей. Используется сталь 9ХС, которая в закаленном состоянии имеет высокую твердость – до 58 HRC, однако при этом отличается хрупкостью.

В условиях эксплуатации вставки штампового инструмента выдерживают от 2 до 25 тысяч операций вырубки и практически не поддаются реставрированию из-за механических повреждений и быстрого износа при попадании пресс-компаундного материала на ножки микросхем.

При выполнении исследований исходили из того, что применение технологии ИПА, как правило, позволяет повысить износостойкость и долговечность штампового инструмента за счет увеличения твердости поверхности и обеспечения контролируемой твердости сердцевины изделия, а также позволяет повысить сопротивление ударным нагрузкам.

Целью работы являлась разработка технологии ИПА вставок штампов из инструментальной стали 9ХС, изучение структуры и механических свойств азотированного слоя.

Оборудование и методики исследования. Из стали 9ХС были изготовлены экспериментальные образцы, которые подвергали закалке от температуры 830–850 °С в масле и отпуску при 180–230 °С до твердости 56–60 HRC. Исследования по выбору режимов ИПА образцов проводили на установке ФТИ НАН Беларуси. Установка состоит из вакуумной камеры (основание и колпак), откачной системы, шкафа управления с панелью оператора и силового трансформатора, соединенных электрическими, газовыми, вакуумными и водяными магистралями.

Глеющий разряд формируется между катодом (на котором размещены обрабатываемые детали) и анодом (собственно камера). После загрузки обрабатываемых деталей и установки съемного колпака проводится откачка камеры с помощью механического вакуумного насоса до начального давления 20 Па, затем включают разряд. Температура деталей регистрируется с помощью хромель-алюмелевой термопары. Температура деталей и скорость их нагрева определяются мощностью разряда, давлением и расходами рабочих газов. Управление нагревом и непосредственно насыщением на стадии выдержки осуществляется по заданной программе, контроль необходимых для проведения азотирования параметров и состояния энергоносителей проводится с помощью специализированного контроллера. Стенки рабочей камеры охлаждаются водой с помощью циркуляционного водяного насоса. Тройной теплозащитный экран минимизирует термические потери от излучения садки. Система подачи и регулирования расхода рабочих газов обеспечивает необходимый расход и состав рабочей газовой смеси в процессе азотирования с помощью регуляторов расхода газа.

Откачка камеры установки осуществляется с помощью откачного агрегата, в состав которого входят два насоса (вакуумный золотниковый и двухроторный). Для поддержания заданного давления в камере в установке предусмотрено изменение скорости откачки, которое проводится управлением скоростью вращения двухроторного насоса с помощью частотного преобразователя.

После проведения процесса автоматически отключается разряд и прекращается подача рабочих газов в камеру. Разгерметизация камеры и ее открытие может быть проведено после остывания садки обработанных деталей до температуры ниже 200 °С.

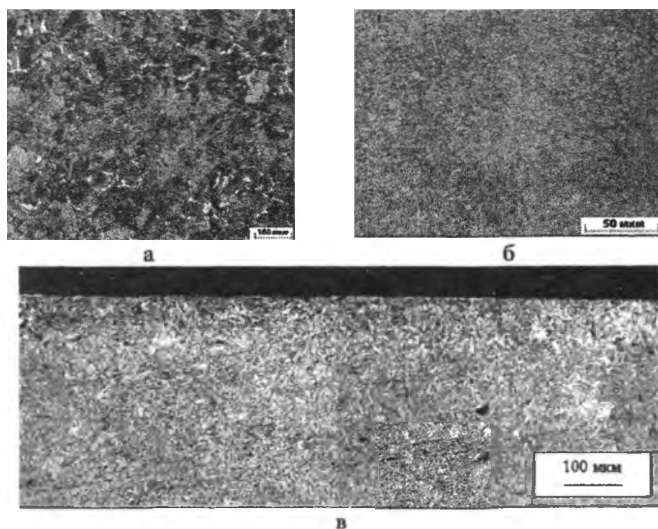
При работе установки используется три технологических газа – азот, аргон, водород. Управление компонентами газовой и вакуумной системы при проведении процесса осуществляется в автоматическом режиме. Водород получают путем электролиза бидистиллированной (деионизованной) воды. Основное преимущество этого метода – взрывобезопасность, так как отсутствует необходимость эксплуатации сосудов с водородом под давлением, а весь получаемый водород поступает в вакуумную систему установки. Шкаф управления предназначен для размещения электросилового и электронного оборудования установки.

Для изучения структуры образцы подвергали шлифовке, полировке и травлению. В качестве травителя использовали 4%-й раствор HNO_3 в этиловом спирте. Исследования микроструктуры проводили на оптическом микроскопе Микро 200-01.

Измерение твердости поверхностных слоев образцов после предварительной термообработки выполняли методом Роквелла в соответствии с ГОСТ 9013-59 по шкале С. Измерение микротвердости осуществляли на поперечных шлифах образцов с помощью прибора ПМТ-3 по ГОСТ 9450-76 (нагрузка на индентор 100 г). Измерения шероховатости проводили на профилометре модели 296, при этом выполняли не менее 5 замеров для каждого образца.

Результаты исследований. Сталь 40Х в исходном состоянии имеет полосчатую структуру, состоящую из пластинчатого перлита с ферритной сеткой по границам зерен (рисунок 1, а). Полосчатая структура стали обусловлена ликвацией легирующих элементов при выплавке.

Образцы перед проведением поверхностного упрочнения подвергали объемной закалке по стандартному режиму и отпуску при температуре 600 °С. С повышением температуры отпуска игольчатость мартенсита уменьшается, а при температуре 600 °С мартенсит распадается на феррит с карбидами и образуется сорбит отпуска (рисунок 1, б). Полосчатость структуры исчезает. Азотированный слой состоит из диффузионной зоны толщиной 0,4–0,5 мм, представляющей собой твердый раствор азота в α -железе с дисперсными включениями нитридов железа и хрома (рисунок 1, в). Сплошной нитридный слой на поверхности не образуется.

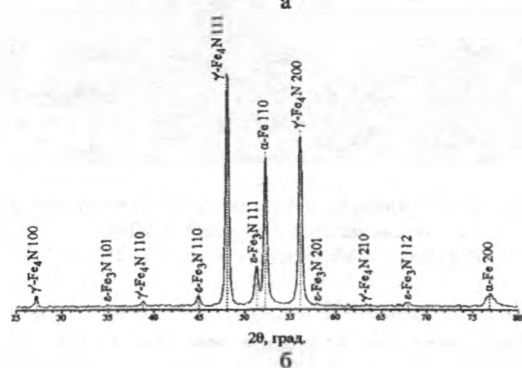
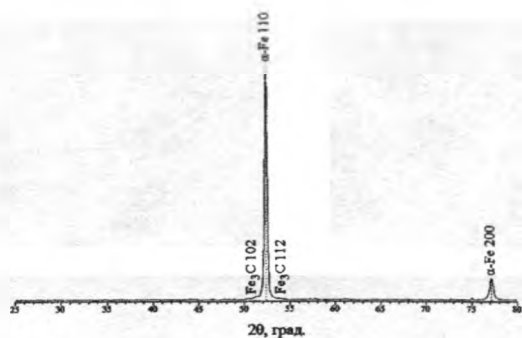


а – в исходном состоянии; б – после закалки и отпуска при 600 °С;
в – после закалки с отпуском и ИПА
Рисунок 1 – Микроструктура стали 40Х

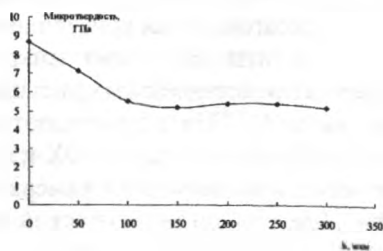
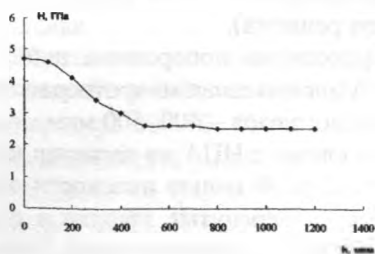
Фазовый состав стали 40Х после улучшения: α -Fe и Fe_3C (рисунок 2, а). Процесс ионного азотирования стали 40Х проводили при температуре 530°С в течение 13 ч. В результате ИПА фазовый состав стали стал существенно иным (рисунок 2, б): α -Fe (ОЦК кристаллическая решетка); γ' - Fe_4N (ГЦК кристаллическая решетка), ϵ - Fe_3N (гексагональная кристаллическая решетка).

Результаты измерения микротвердости на поперечном шлифе образца представлены на рисунке 3. Максимальная микротвердость составила 4,7 ГПа, глубина азотированного слоя – 400–500 мкм.

На образцах из стали 40Х изучено влияние ИПА на характер изменения шероховатости поверхности. С этой целью плоскости серии образцов цилиндрической формы, повергнутые закалке и отпуску при температуре 600 °С, обрабатывали шлифовальной бумагой с различной зернистостью для получения шероховатости поверхности в диапазоне 0,03–1,65 мкм. Затем все образцы азотировали при 530 °С в течение 13 ч, и проводили измерения шероховатости. Часть полученных данных, отражающих тенденции изменения последней, сведена в таблицу 1.



а – после закалки и отпуска при $T = 600^\circ\text{C}$; б – после закалки с отпуском и ИПА
Рисунок 2 – Фрагмент дифрактограммы (CoK α) стали 40Х



а – из стали 40Х после закалки с отпуском и ИПА;
б – из стали 9ХС после ИПА при температуре 425°C в течение 12,5 ч
Рисунок 3 – Распределение микротвердости по глубине образца

Таблица 1 – Изменение шероховатости поверхности образцов из стали 40Х в различном состоянии после ИПА

Состояние	Шероховатость Ra, мкм					
	0,033	0,041	0,764	0,889	1,400	1,650
Исходная	0,033	0,041	0,764	0,889	1,400	1,650
После ИПА	0,103	0,282	0,828	0,781	1,378	1,634
Изменение	+0,070	+0,241	+0,064	-0,108	-0,022	-0,016

Азотирование по использованным режимам в случае образцов с низкой исходной шероховатостью, как правило, ее повышает. При обработке же поверхностей с исходной шероховатостью Ra в диапазоне 0,8–0,9 мкм наблюдается как ее рост, так и снижение. В случае исходных поверхностей с более высоким значением Ra после ИПА их шероховатость снижается. Эти процессы, безусловно, связаны с характером и механизмом высокоэнергетического воздействия плазмы тлеющего разряда на приповерхностный слой металла. Они требуют дополнительного более тщательного изучения. Если для машиностроительных деталей процесс ИПА, как финишная обработка с приданием поверхности значения Ra 1–1,6 мкм, вполне приемлема, то для инструмента часто требуется меньшая шероховатость.

Вообще на диффузию азота вглубь материала существенно влияет характер механической обработки поверхности перед азотированием. Такой фактор механической обработки, как шероховатость поверхности, также может влиять на образование и рост азотированного слоя. После шлифования диффузия азота вглубь металла облегчается, так как на поверхности имеют место растягивающие напряжения. Обработка точением, долблением, фрезерованием, магнитоабразивная, дробеструйная и пескоструйная обработка или поверхностная пластическая деформация формируют различные виды эпюры остаточных напряжений в приповерхностном слое и могут влиять на диффузию азота. Эти моменты в литературе изучены недостаточно, но на практике они имеют существенное значение.

Процесс ионного азотирования стали 9ХС проводили по нескольким вариантам: при температуре 410 °С в течение 6,5 ч (ре-

жим 1), при температуре 425 °С в течение 10 (режим 2) и 12,5 ч (режим 3).

Структура 9ХС после закалки и низкого отпуска представляет собой мартенсит отпуска с небольшим количеством остаточного аустенита (до 5–8 %) и карбидами типа $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Mn})_3\text{C}$ размером 1–3 мкм. Также возможно образование в небольших количествах карбидов легирующих элементов (титана и молибдена). Микротвердость стали после обработки по режиму 1 составляет 5,5–6,4 ГПа.

В случае ИПА формировались упрочненные слои толщиной 25–30 мкм по режиму 1 и 70–100 мкм – по режиму 2 (рисунок 4, а), представляющие собой твердый раствор азота в α -железе с включениями нитридов и карбидов легирующих элементов. Микротвердость у поверхности образца после азотирования по режиму 2 возросла до 8 ГПа. Твердость сердцевины в результате дополнительного высокотемпературного (при 425 °С) отпуска в процессе азотирования снизилась до 50–52 HRC.

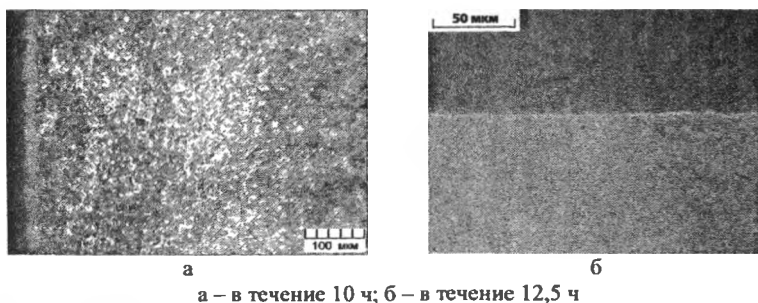


Рисунок 4 – Микроструктура стали 9ХС после закалки, отпуска и ионно-плазменного азотирования при температуре 425 °С

При ИПА по режиму 3 на поверхности образца образуется светлая нитридная зона толщиной 3–4 мкм, представляющая собой твердый раствор на основе Fe_4N , диффузионная зона при травлении выявляется слабо (рисунок 4, б).

Диффузионный слой можно охарактеризовать как твердый раствор азота в α -железе с включениями нитридов и карбидов леги-

~~использования~~ элементов. Глубина азотированного слоя, как и в случае использования режима 2, составила 70–100 мкм.

Результаты исследования распределения микротвердости по глубине образца представлены на рисунке 3. Максимальная микротвердость у поверхности составляет 8,7 ГПа, а глубина азотированного слоя – до 100 мкм. При этом твердость сердцевины снизилась до 49 HRC.

На основе проведенных исследований выбраны параметры технологического процесса ИПА вставок штампов из стали 9ХС: температура 425 °С, время выдержки – 10 ч, давление 200 Па, газовая среда – смесь азота, водорода, аргона. Указанные параметры процесса обеспечивают образование диффузионного слоя с микротвердостью у поверхности до 8 ГПа, обладающего высокой стойкостью к ударным нагрузкам, при этом сохраняется высокая твердость сердцевины 50–52 HRC. С использованием разработанной технологии изготовлена опытная партия вставок штампов для ОАО «ИНТЕГРАЛ».

Промышленное использование результатов. Результаты выполненных исследований использованы при модернизации оборудования ИПА ОАО «МАЗ». Каждая из двух установок имеет следующие технические характеристики:

- размеры полезного рабочего пространства камеры: диаметр – 1300 мм, высота – 1200 мм;
 - номинальная масса садки – 2000 кг;
 - максимальная потребляемая от сети мощность – 100 кВт;
 - температура садки – 450–600 °С;
 - диапазон рабочего давления – 10–600 Па;
 - максимальная мощность тлеющего разряда – 50 кВт;
 - ток тлеющего разряда – 120 А;
 - напряжение тлеющего разряда – 650 В;
 - расходы рабочих газов: азот – 1–60, аргон – 1–60, водород – 1–25 л/ч;
 - максимальный расход воды – 1,5 м³/ч;
 - частота пульсирующего тока разряда – 1,0–6,6 кГц.
- На установках выполняется обработка шестерен (рисунок 5).

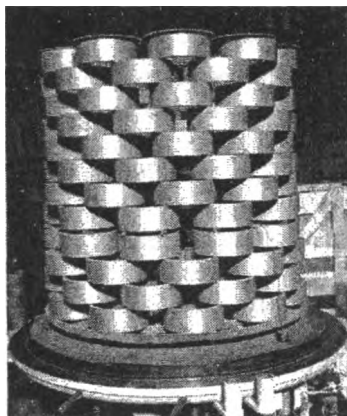


Рисунок 5 – Шестерни 5440-2405050 в вакуумной камере установки ОАО «МАЗ»

Выводы

В Республике Беларусь освоено производство современного, конкурентоспособного, импортозамещающего и энергосберегающего оборудования для ионно-плазменной химико-термической обработки разнообразных деталей. Технологии ионно-плазменного азотирования обеспечивают возможность формирования твердых слоев, гарантирующих высокий ресурс работы упрочненных изделий из конструкционных и инструментальных сталей.

При исследовании методов поверхностного упрочнения хорошо изученных и широко применяемых в производстве сталей (в частности, 40Х) открываются резервы существенного повышения их эксплуатационных характеристик, связанные, прежде всего, с применением комбинированных технологий.

Вопросы зависимости шероховатости поверхности от режимов ионно-плазменного азотирования, параметров упрочненного слоя от методов окончательного формообразования деталей связаны с характером и механизмом высокоэнергетического воздействия плазмы тлеющего разряда на приповерхностный слой металла. Эти вопросы требуют дополнительного тщательного изучения.

Литература

1. Промышленное применение упрочняющей обработки деталей машин и механизмов методом ионного азотирования / М.Н. Босьяков [и др.] // Сварщик. – 2011. – № 5. – С. 28–33.

2. Олешук, И.Г. Исследование влияния комбинированного ионно-плазменного и электронно-лучевого воздействия на структуру и механические свойства стали 40Х / И.Г. Олешук, И.Л. Поболь, С.В. Юревич // Современные методы и технологии создания и обработки материалов: материалы VII Междунар. науч.-техн. конф., Минск, 19–21 сентября 2012 г. / ФТИ НАН Беларуси. – Минск, 2012. – Кн. 2. – С. 370–374.

УДК 621.785.5

Н.Г. КУХАРЕВА, канд. техн. наук,
В.Ф. ПРОТАСЕВИЧ, канд. техн. наук,
И.А. БАСАЛАЙ, канд. техн. наук,
С.Н. ПЕТРОВИЧ (БНТУ)

КАРБЕНИТРАЦИЯ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ 4Х5МФС В КИПЯЩЕМ СЛОЕ

Одним из вариантов решения проблемы повышения надежности и долговечности деталей машин, инструментальной и технологической оснастки является использование энергосберегающих технологий, предполагающих получение на поверхности изделий защитных покрытий. К таким технологическим процессам можно отнести процесс получения на поверхности сложенлегированных сталей карбонитридных покрытий, обеспечивающих многократное повышение эксплуатационных характеристик изготовленных из них изделий.

Целью работы явилось совершенствование технологии нанесения карбонитридных покрытий на сталь 4Х5МФС из порошковых насыщающих сред с использованием кипящего слоя.

Использование кипящего слоя в различных областях техники, в том числе при термической и химико-термической обработке, из-

вестно давно [1, 2]. Эффективность этого экологически чистого метода доказана многочисленными работами исследователей стран ближнего и дальнего зарубежья [3–6].

В данной работе использован метод химико-термической обработки стали, в котором кипящий слой (порошковая смесь специального состава) не только выполняет функции нагревательной среды [1, 2], но, в первую очередь, является источником насыщающих элементов. Преимущество этой технологии, по сравнению с ранее использовавшимися традиционными методами ХТО (в печах циркуляционных, прямоточных, вакуумных и других), заключается в том, что детали в любое время могут быть загружены либо удалены из печи. Это означает, что в одной печи можно независимо проводить параллельную обработку деталей, требующих разного времени выдержки (в зависимости от требований технологии), не дожидаясь завершения процесса на других деталях.

Металлографические исследования проводили при использовании оптического микроскопа Olympus 1X70 и электронного микроскопа Hitachi S-3500N, оборудованного энерго-дисперсионным рентгеновским спектрометром EDS фирмы «Thermo Noran», который использовали для определения химического состава поверхности диффузионных слоев, полученных на образцах, с помощью характеристического рентгеновского излучения атомов. Для металлографических исследований использовали также микроскоп Axiovert 200 MAT фирмы «Carl Zeiss».

Анализ микроструктуры полученных диффузионных слоев и измерение их толщины выполнено на металлографическом микроскопе на поперечных шлифах. Вырезанные образцы заливали акриловой смолой (Duracryl Plus), а затем шлифовали на шлифовальной бумаге с уменьшением размера зерна. Шлифованные поверхности полировали с использованием алмазной пасты. Приготовленные шлифы подвергали химическому травлению (3 % раствор HNO_3 в $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$).

Дифракционные картины снимали на двух дифрактометрах: D8Advance и Simens D500 при использовании медного и кобальтового характеристического излучения с монохроматизацией $\text{K}\alpha_1$. Использовали метод Брэгг-Брентано для фокусировки лучей в рентгеновском гониометре и метод малоуглового рассеяния рентгенов-

ских лучей при скользящих углах падения луча с постоянным углом падения $\alpha = 5^\circ$ или $\alpha = 3^\circ$.

Поверхностную твердость и распределение твердости в диффузионных слоях определяли методом Vickers. Фотографии поверхности образцов выполнены с использованием сканирующего микроскопа РЭМ (SEM).

Карбонитрацию инструментальной стали 4Х5МФС осуществляли в активной засыпке порошковой среды, содержащей Cr_2O_3 , Al_2O_3 , С, $\text{K}_3\text{Fe}(\text{CN})_6$, NaHCO_3 . Температура процесса насыщения была на 20–30 °С ниже температуры отпуска и составляла 580 °С, продолжительность обработки – 2 и 4 ч. Перед химико-термической обработкой образцы из стали 4Х5МФС были подвергнуты улучшению, включая закалку с 1040 °С и двукратный отпуск (в вакууме при температуре 530 °С в течение 2 ч и при температуре 600 °С в течение 2 ч) на твердость ~53 HRC.

Псевдооживление химически активной засыпки, в качестве которой использовали порошковую среду для карбонитрации, достигалось механической вибрацией. Схема установки для осуществления процесса карбонитрации в виброкипящем слое представлена на рисунке 1.

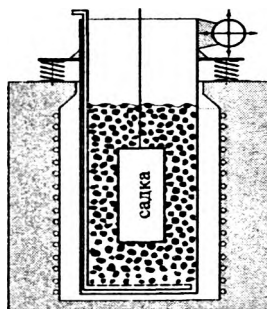


Рисунок 1 – Схема действия печи с виброкипящим слоем

С использованием метода конечных элементов [7] было рассчитано и экспериментально подтверждено время прогрева порошковой смеси и обрабатываемых образцов до рабочей температуры печи при проведении карбонитрации в виброкипящем слое и при традиционном печном нагреве (соответственно, 2 мин и 60 мин).

Последовательность операций при осуществлении процесса карбонитрации стали 4Х5МФС представлена в таблице 1.

Таблица 1 – Последовательность отдельных операций проведения процесса карбонитрации

Последовательность обработки образцов	
1. Нагрев порошковой смеси до температуры обработки с псевдоожигением механической вибрацией – 2 мин. Выключение вибрации.	
2. Загрузка образцов в засыпку и включение псевдоожигения механической вибрацией	
3. Через 2 ч выемка образцов из засыпки на спокойный воздух	
4. Через 4 ч выемка образцов из засыпки на спокойный воздух	

Микроструктуры стали 4Х5МФС, карбонитрированной при температуре 580 °С в течение 2 и 4 ч, и распределение микротвердости по толщине диффузионного слоя представлены на рисунках 2–4. Как видно из представленных данных, в диффузионном слое можно различить две зоны, причем увеличение продолжительности процесса карбонитрации с 2 до 4 ч практически не повлияло на толщину поверхностной зоны карбонитридов: в обоих случаях она составляла около 16 мкм. Общая толщина диффузионной зоны при увеличении продолжительности процесса с 2 до 4 ч увеличилась соответственно с 50 до 100 мкм.

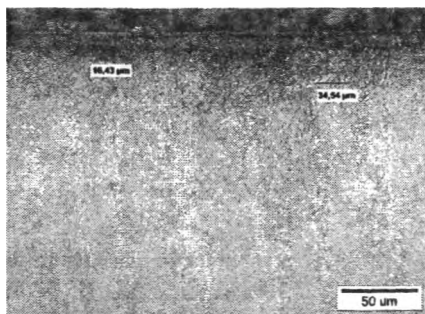


Рисунок 2 – Микроструктура карбонитридного слоя на стали 4Х5МФС (время насыщения 2 ч)

Увеличение продолжительности процесса с 2 до 4 ч приводит к повышению поверхностной твердости стали 4Х5МФС с 980 HV_{0,2} до 1100 HV_{0,2} и, соответственно, к более плавному изменению микротвердости по толщине карбонитридного слоя от поверхности к сердцевине образца (рисунок 3).



1 – время насыщения 2 ч; 2 – время насыщения 4 ч
Рисунок 3 – Распределение микротвердости по толщине диффузионного слоя

Данные микрорентгеноспектрального анализа свидетельствуют, что содержание углерода и азота в поверхностной зоне диффузионного слоя при увеличении продолжительности процесса также повышается.

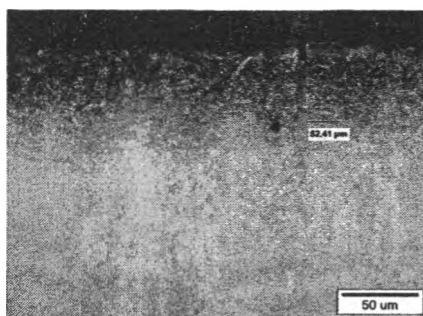


Рисунок 4 – Микроструктура карбонитридного слоя на стали 4Х5МФС (время насыщения 4 ч)

Проведенные исследования показали, что формирование карбонитридных слоев в кипящем слое происходит аналогично формированию слоев при традиционном печном нагреве [8]. Однако применение описанной в настоящей работе технологии позволяет интенсифицировать процесс диффузионной карбонитрации за счет сокращения времени проведения процесса насыщения с 6–8 ч, (традиционный печной нагрев) до 2–4 ч (псевдооживление методом вибрации), а также времени прогрева порошковой смеси и образцов до рабочей температуры печи с 60 мин до 2 мин.

Литература

1. Баскаков, А.П. Скоростной безокислительный нагрев и термическая обработка в кипящем слое / А.П. Баскаков. – М.: Металлургия, 1968. – 271 с.
2. Антифеев, В.А. О некоторых теплотехнических особенностях печей с 2-ступенчатым сжиганием газа в кипящем слое / В.А. Антифеев, А.П. Баскаков // Электротермия. – 1966. – № 49. – С. 25–28.
3. Заваров, А.С. Химико-термическая обработка в кипящем слое / А.С. Заваров, А.П. Баскаков, С.В. Грачев. – М.: Машиностроение, 1985. – 160 с.
4. Баландин, Ю.А. Комплексное насыщение стальной поверхности бором, азотом и медью в псевдооживленном слое / Ю.А. Баландин // Изв. вузов. Машиностроение. – 2004. – № 9. – С. 39–42.
5. Алиев, А.А. Цементация и нитроцементация автотракторных деталей в кипящем слое / А.А. Алиев, А.Ю. Ампилогов, Ак.А. Алиев // Металловед. и терм. обраб. мет. – 2009. – № 4. – С. 31–33.
6. Babul, T. Badania wpływu składu proszków na strukturę i budowę fazową warstw borowanych dyfuzyjnie / T. Babul [etc.] // Surface Engineering. – 2010. – № 4. – P. 49–58.
7. Сегерлинд, Л. Применение метода конечных элементов / Л. Сегерлинд. – М.: Мир, 1979. – 392 с.
8. Кухарева, Н.Г. Структура и свойства диффузионных карбонитридных покрытий на быстрорежущих и нержавеющей сталях / Н.Г. Кухарева, Т. Бабуль, Я. Сенаторски // Металлообработка. – 2002. – № 1. – С. 21–24.

В.Г. ДАШКЕВИЧ, канд. техн. наук (БНТУ),
Н.Н. ЯСЕНКО (ФТИ НАН Беларуси)

К ПРОБЛЕМЕ ФРИКЦИОННОЙ ИСКРОБЕЗОПАСНОСТИ СПЛАВОВ

В настоящее время в Республике Беларусь функционирует большое количество предприятий, которые имеют взрывоопасные производства. Применяющиеся в производственных процессах горючие жидкости или газы на таких предприятиях могут выделяться в атмосферу и в результате их соединения с кислородом образовывать взрывоопасную смесь. Возгорание такой смеси может быть инициировано искрой, образованной фрикционным контактом, например, при пробуксовывании колес грузоподъемного оборудования.

Известно, что фрикционное искрообразование проявляется в результате перехода механической энергии в тепловую при ударах подвижных частей деталей машин о неподвижные. При достаточно сильных ударах отрывающиеся частицы материала размером 0,1–0,5 мм нагреваются, окисляются кислородом воздуха и сгорают [1, 2]. В работе [2] показано, что из распространенных в технике горючих газов и паров только пять образуют с воздухом смеси, поджигаемые фрикционными искрами (H_2 , C_2H_2 , C_2H_4 , CS_2 , CO), а смеси предельных и ароматических углеводородов (пропилена, спиртов, альдегидов, кетонов, эфиров) – искробезопасны. Для смесей CO , C_2H_2 минимальная для фрикционного поджигания концентрация составляет соответственно 32 % и 42 %, максимальная – 80 % и 76 %. Для CO и C_2H_2 максимальная концентрация в смесях, еще поджигаемых фрикционными искрами, меньше стехиометрической, то есть эти искры не поджигают наиболее опасные смеси. Кроме технических газов, наиболее распространенными опасными материалами являются также сырая нефть и продукты ее переработки, спирты, металлическая пыль (например, алюминиевая), угольная пыль, мука, крахмал, зерно, волокна. Фрикционные искры, попав на поверхности с отложениями горючих пылей или волокон,

могут приводить к появлению очагов тления, являющихся мощными источниками зажигания, которые способны воспламенять различные горючие смеси. Поэтому на таких производствах введены ограничения на использование искрообразующих материалов. Применение в этом случае изделий в соответствующем искробезопасном исполнении дает возможность сохранить традиционную практику использования оборудования без дополнительных мер.

В зарубежной практике высокая степень искробезопасности, например, для ручного инструмента обеспечивается, как правило, за счет применения бронзовых сплавов. К ним относится ручной искробезопасный инструмент фирмы «Endres Tool» (Германия), который производится из специальной бронзы и обладает высокими искрозащитными и антикоррозийными свойствам; инструмент итальянского концерна Metalminotti; международной компании «Cotrem group»; искробезопасный инструмент торговой марки Sestrum (изготавливается из бериллиевых бронз марок БрБ2, БрБНТ). ООО «Каиндл-Урал» (Российская Федерация) занимается производством ручного искробезопасного инструмента не только из сплавов алюминия и меди, а также омедненного инструмента [3].

Часто встречается ситуация, когда производители выбирают путь применения мягких, не износостойких покрытий. Износостойкие сплавы являются твердыми и поэтому более склонны к интенсивному искрообразованию.

В настоящее время искробезопасность достигается различными способами. Самый надежный и безопасный вариант – это изготовление деталей и инструмента целиком из неискрящего сплава. Такой вариант, кроме взрывобезопасности, имеет еще ряд преимуществ, например, немагнитность и высокую коррозионную стойкость. Другой вариант – это покрытие стали слоем искробезопасного материала. В этом случае обычно используют омеднение. Покрытие не дает искры при ударе, но толщина покрытия и его износостойкость невелики, поэтому для интенсивных работ он недостаточно надежен.

С практической точки зрения изготавливать детали целиком из бронзового сплава более целесообразно. Но в таком случае ограничением становятся прочностные свойства и дороговизна сплавов на

основе меди. В последнее время в качестве искробезопасного медного сплава получило распространение использование бериллиевой бронзы. При достаточно высокой прочности она обладает пониженной, по сравнению с конструкционными сталями, твердостью. В результате при ударе детали из бериллиевой бронзы о сталь не образуется искр. Такой инструмент находит применение при ремонтных работах в газовой и нефтедобывающей промышленности. Однако, бериллиевая бронза, в силу высокой стоимости бериллия, сама по себе является дорогостоящим сплавом. Мало того, она является еще и материалом, вызывающим профессиональные заболевания, что заставляет принимать дополнительные меры по охране труда. Поэтому для изготовления искробезопасного инструмента используют также другие бронзы (чаще всего алюминиевые), которые не обладают столь высоким комплексом механических свойств, как бериллиевая бронза, но имеют меньшую стоимость и более безопасны в производстве [4].

В ограниченном количестве для производства деталей и инструмента применяются другие цветные металлы и сплавы, например, свинец или алюминиевые сплавы. Еще реже используются детали и инструмент из легированных сталей и титановых сплавов.

Алюминий и его сплавы сравнительно дешевы, легки, удобны для обработки и широко распространены. Тем не менее, опасное искрообразование, приводящее к поджиганию любых горючих смесей, возможно при истирании алюминия ржавым железом. Это явление объясняют образованием термитов – смесей алюминия и оксида железа. Нагревание при трении инициирует их взаимодействие, восстановление оксида железа алюминием, что приводит к нагреванию до 3 000 °С. Добавки олова, цинка, меди к алюминию не предотвращают возможности искрообразования, а добавки магния в алюминиевых сплавах увеличивают искробезопасность.

Необходимо отметить, что до настоящего времени четкой позиции по выбору наиболее эффективного материала и технологии производства искробезопасных деталей не существует.

В Республике Беларусь методы контроля фрикционной искробезопасности технологических процессов в случае возникновения искр, инициируемых фрикционным контактом твердых материа-

лов, изделий и оборудования, установлены стандартом СТБ 11.05.04-2007 «Система стандартов пожарной безопасности. Пожарная безопасность технологических процессов. Методы контроля фрикционной искробезопасности». Стандарт, прежде всего, распространяется на фрикционные искры в узлах трения, где возникновение их не носит случайный характер. В европейском законодательстве для регулирования соответствующих требований применяется Директива 1999/92/ЕС (ATEX 137) и другие технические нормативно-правовые акты, в Российской Федерации – ГОСТ Р ЕН 13463-5-2003, ГОСТ 12.1.044-89 и т.д.

Как уже отмечалось, применение покрытий, в том числе диффузионного типа, не обеспечивает долговременную работоспособность изделий с соответствующим уровнем безопасности. Если такой инструмент активно используется, защитный слой изнашивается. Однако, учитывая дороговизну и низкие прочностные свойства большинства указанных выше материалов, представляет интерес создание искробезопасных покрытий на поверхности стальных деталей, полученных диффузионным способом или наплавкой. Из способов диффузионного легирования интерес представляет, прежде всего, однокомпонентное диффузионное легирование (борирование, цинкование, силицирование) и многокомпонентное, обеспечивающее высокий комплекс механических свойств и износостойкость, например, карбозотирование.

Синтез наплавочного материала для искробезопасного покрытия стальных деталей нами осуществлялся посредством диффузионного легирования. За основу была взята чугунная дробь, которая подвергалась борированию.

Разработка составов искробезопасных материалов и покрытий с целью применения в производственных условиях обуславливает необходимость испытаний таких покрытий в специализированной аккредитованной лаборатории. Одним из вариантов лабораторных испытаний для предварительного выбора покрытия является истирание образцов вращающимся абразивным диском. Характеристика образцов приведена в таблице 1.

Таблица 1 – Характеристика образцов для испытаний на искробезопасность

Номер образца	Вид покрытия	Материал основы	Материал покрытия/ вид ХТО	Твердость покрытия	Ориентировочный химический состав, фазовый состав	Толщина слоя, мм
1	Без покрытия	Сталь 45	Сталь 45	HB 250	—	—
2	Диффузионное		цинкование	HV 750	δ_1 -фаза (88–96 % Zn), Г-фаза (80–72 % Zn), α -фаза (46 % Zn)	0,04
3	Диффузионное		борирование	HV 1800	FeB (16,2 % B) Fe ₂ B (8,8 % B)	0,15
4	Диффузионное		карбо-азотирование	—	азотистый мартенсит, карбонитриды Fe ₂ (C,N)	0,02
5	Наплавленное (электродуговой способ)		борированная дробь ДЧЛ	HRC 45–50	2,5–3,0 % C 1,0–1,5 % Si 3,0–7,0 % B	2,0

Известно, что высокая температура фрикционных искр обусловлена в первую очередь тепловыделением при их окислении кислородом воздуха. В то же время, температура искр, образующихся при истирании образцов вращающимся абразивным кругом, как правило, находится в пределах температуры плавления металлов. Поэтому для получения искробезопасного покрытия нами рассматривались металлы и их сплавы с температурой плавления ниже стали. Например, диффузионное легирование цинком, у которого температура плавления $t_{пл} = 419$ °С, должно способствовать повышению искробезопасности по отношению к стальным изделиям.

Образование искр зависит от зернистости, твердости, скорости вращения диска, а также от силы, с которой образец прижимается к диску. Известно, например, что при различной скорости динамического контакта температура пятна контакта различается [5]. При этом наблюдается разное значение деформации поверхностного слоя. В нашем случае применялось специальное приспособление для того, чтобы условия испытаний всех образцов были одинаковы.

Известно, что различные элементы горят одновременно, вызывая различия в отношении цвета, силы свечения, формы искр. Характеристика фрикционных искр для различных вариантов испытываемых покрытий приведена в таблице 2.

Таблица 2 – Характеристика фрикционных искр

Описание покрытия	Вид пучка искр
Без покрытия (Сталь 45)	Яркие, в форме язычков, расщепленные на конце искры, увеличение яркости в зоне сгорания
Диффузионное (цинкование)	Короткий темно-красный пучок искр без звездочек, слабоветвильный. Искры прилипают к поверхности шлифовального круга
Диффузионное (борирование)	Короткий темно-красный пучок искр без звездочек, слабоветвильный
Диффузионное (карбозотирование)	Короткий пучок искр, принимающий форму узких полосок
Наплавленное (электродуговой способ)	Короткий пучок искр, более светлый в зоне сгорания, мало звездобразных разветвлений

Результаты исследований показали, что при истирании образцов вращающимся абразивным кругом низкое искрообразование наблюдалось у ряда диффузионных покрытий. Например, для борированных покрытий на стали 45 с температурой плавления $t_{пл} = 1389\text{ }^{\circ}\text{C}$ (Fe_2B) и $1540\text{ }^{\circ}\text{C}$ (FeB) и удельной теплоемкостью при нагреве менее $1,26\text{ кДж}/(\text{кг}\cdot\text{K})$ практически отсутствовало искрообразование [6]. По нашему мнению, наиболее вероятной причиной этого является образование при нагревании на воздухе борного ангидрида B_2O_3 с низкой температурой плавления ($t_{пл} = 480\text{ }^{\circ}\text{C}$). Также низкое искрообразование наблюдалось у цинковых и карбонитридных покрытий диффузионного типа.

Исследуемые покрытия в дальнейшем были подвергнуты испытаниям по методике СТБ 11.05.04-2007 в специализированной лаборатории НИИ ПБ и ЧС МЧС Беларуси (рисунок 1).

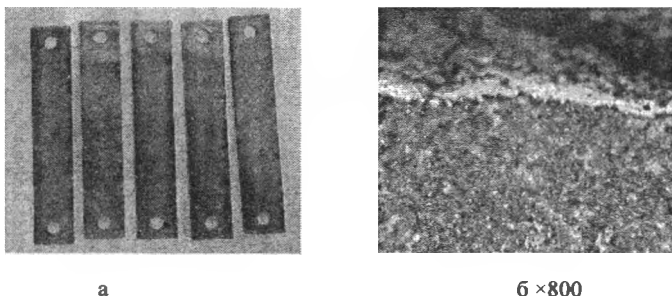


Рисунок 1 – Внешний вид образцов с цинковым покрытием для испытаний по СТБ 11.05.04-2007 (а) и микроструктура карбозотированного слоя (б)

Таким образом, в результате проведенных работ выполнены исследования искрообразования различных вариантов покрытий при истирании образцов вращающимся абразивным кругом. Дана характеристика фрикционных искр на покрытиях диффузионного типа. Наиболее низкое искрообразование наблюдалось у борированных покрытий. По результатам испытаний вышеуказанные диффузионные покрытия согласно СТБ 11.05.04-2007 были признаны искробезопасными и рекомендованы для применения в помещениях категории А по взрывопожарной и пожарной опасности.

Литература

1. **Взрывобезопасность** электрических разрядов и фрикционных искр / В.А. Бондарь [и др.]; под ред. В.С. Кравченко и В.А. Бондаря. – М.: Недра, 1976. – 304 с.
2. **Розловский, А.И.** Основы техники взрывобезопасности при работе с горючими газами парами / А.И. Розловский. – М. : Химия, 1980. – 376 с.
3. **Взрывобезопасный инструмент** [Электронный ресурс] / Режим доступа: <http://www.safetytool.ru/>. – Дата доступа: 06.05.2012.
4. **Бериллиевые бронзы: проблемы и перспективы** [Электронный ресурс] / Режим доступа: <http://www.softmetall.ru/>. – Дата доступа : 03.04.2012.
5. **Монюшко, В.Н.** Количественная оценка взрывоопасности фрикционных искр / В.Н. Монюшко // Безопасность труда в промышленности. – 1983. № 12. – С. 37–38.
6. **Физические величины: справочник** / под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мелихова. – М.: Энергоатомиздат, 1991.– 1232 с. – С. 444.

УДК 621.785.5

В.Ф. ПРОТАСЕВИЧ, канд. техн. наук,
Г.В. СТАСЕВИЧ (БНТУ)

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СВОЙСТВА БОРОКАРБОНИТРИРОВАННОГО СЛОЯ

В работе [1] приведены данные получения боридных покрытий на предварительно карбонитрированной стали 20, а также исследованы фазовый состав, строение и свойства борированных слоев. В результате комплексной обработки на стали были сформированы двухфазные боридные покрытия с высокой микротвердостью. Установлено, что микротвердость боридных фаз на карбонитрированной стали выше, чем у боридов, полученных без предварительной обработки. Однако из-за низких значений микротвердости под боридным слоем в переходной зоне (1400, 2300 МПа) боридные по-

крытия могут продавливаться и разрушаться при использовании их для изделий, работающих в условиях высоких контактных нагрузок.

В настоящей работе с целью создания под боридным слоем твердой и прочной подложки была проведена термическая обработка стали 20 с борокарбонитрированным покрытием. Исследовано влияние термической обработки на свойства борокарбонитрированных слоев. После химико-термической обработки образцы подвергали закалке с 780 °С в масле и низкому отпуску при 180 °С. Диффузионная и термическая обработка стали 20 была проведена по следующим схемам:

1. карбонитрация + борирование (К+Б);

2. карбонитрация + борирование + закалка + отпуск (К+Б+З+О).

Предварительно карбонитрированные образцы из стали 20 подвергали борированию при температурах 800, 850, 900 и 950 °С. Карбонитрацию осуществляли в шахтной печи при температуре 800 °С, в течение 4-х ч в порошковой среде следующего состава (% масс.): $72\text{Cr}_2\text{O}_3 + 18\text{Al}_2\text{O}_3 + 3\text{C} + 5\text{K}_4\text{Fe}(\text{CN})_6 + 2\text{NaHCO}_3$.

Для двухфазного борирования использовали насыщающую среду, полученную в процессе внепечной алюмотермии из порошковой смеси на основе оксидов (% масс.): $25\text{B}_2\text{O}_3 + 24\text{Al}_2\text{O}_3 + 27\text{Al} + 15\text{Cr}_2\text{O}_3 + 5\text{NiO} + 3\text{ZrO}_2 + 0,5\text{NH}_4\text{Cl} + 0,5\text{KBF}_4$.

В ходе металлографических и дюрометрических исследований были определены микротвердость и микрохрупкость диффузионных боридных слоев.

Дюрометрический анализ проводили на приборе ПМТ-3 (ГОСТ 9650-76) при нагрузке 0,980 Н. Замеры микротвердости боридов осуществляли на поперечных шлифах от поверхности вглубь вдоль оси боридных игл. Первый замер делали у поверхности в фазе FeB, далее вдоль иглы, затем определяли микротвердость фазы Fe₂B от основания иглы на границе двух фаз и до вершины иглы на границе с основой.

Исследование микрохрупкости осуществляли по методике, описанной в работе [2]. Суммарный балл хрупкости оценивали в зависимости от числа отпечатков с дефектами и характера дефектов вокруг отпечатка.

В результате борирования стали 20 с предварительной карбонитрацией были получены двухфазные боридные слои. Борированный

слой состоит из боридов FeB, Fe₂B и переходной зоны. Толщина переходной зоны (зона с повышенным содержанием бора, углерода и азота) для карбонитрированных образцов составляет от 70 мкм до 1700 мкм в зависимости от температуры борирования. При последующей термической обработке происходит упрочнение переходной зоны, которая будет служить твердой и прочной подложкой для боридного слоя.

Результаты измерения микротвердости боридного слоя на предварительно карбонитрированной стали до и после термообработки для всех температур борирования представлены на рисунках 1 и 2.

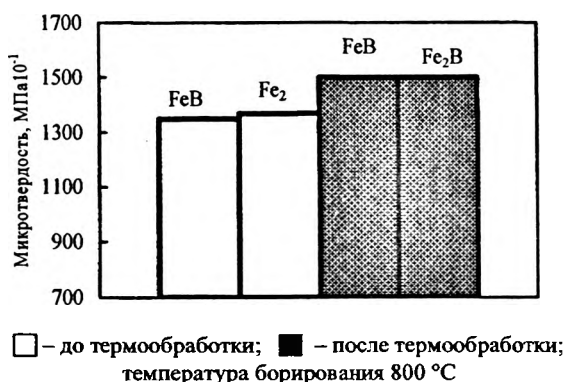
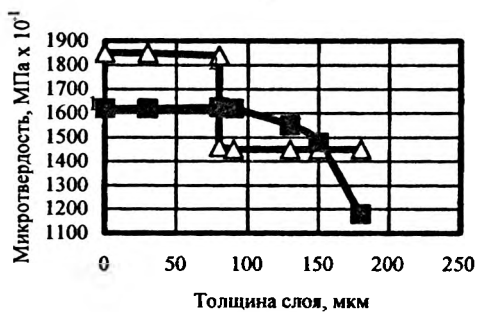


Рисунок 1 – Микротвердость боридов FeB и Fe₂B до и после термообработки

После термообработки микротвердость борида FeB увеличивается на 1500 МПа при температуре борирования 800 °C и на 2000 МПа при 850 и 900 °C. Максимальное значение микротвердости FeB (18400 МПа) достигнуто после закалки и отпуска борокарбонитрированных образцов, полученных при температуре борирования 900 °C. Снижение микротвердости FeB на 2500 МПа зафиксировано после термической обработки стали 20, борированной при 950 °C. Микротвердость борида Fe₂B понижается по толщине слоя и на границе с основой ее значение составляет 12000 МПа (температура борирования 850 °C). При температурах борирования 800, 900 и 950 °C микротвердость Fe₂B остается постоянной на уровне 14000–15000 МПа.



а



б



в

а – 850 °С; б – 900 °С; в – 950 °С

1 – до термообработки; 2 – после термообработки

Рисунок 2 – Изменение микротвердости по толщине слоя в зависимости от температуры борирования и вида обработки

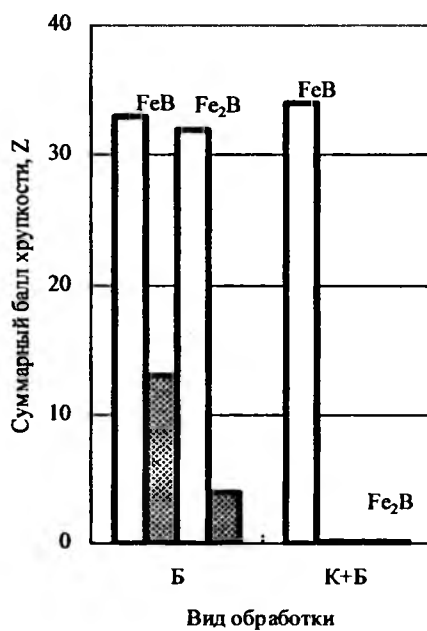
В таблице 1 представлены значения микротвердости в переходной зоне непосредственно под боридным слоем борокарбонитрированной стали до и после термической обработки. После термической обработки наблюдалось повышение твердости переходной зоны. Микротвердость упрочненной зоны изменяется от 6000 до 7800 МПа в зависимости от температуры борирования. Максимальные значения микротвердости (7800 и 7500 МПа) получены соответственно при температурах борирования 850 и 800 °С.

Таблица 1 – Микротвердость переходной зоны в зависимости от вида обработки и температуры борирования

Температура борирования, °С	Вид обработки	Микротвердость под боридным слоем, МПа
800	К + Б	2000
	К + Б + З + О	7500
850	К + Б	2300
	К + Б + З + О	7800
900	К + Б	2000
	К + Б + З + О	6400
950	К + Б	1400, 2300
	К + Б + З + О	6000

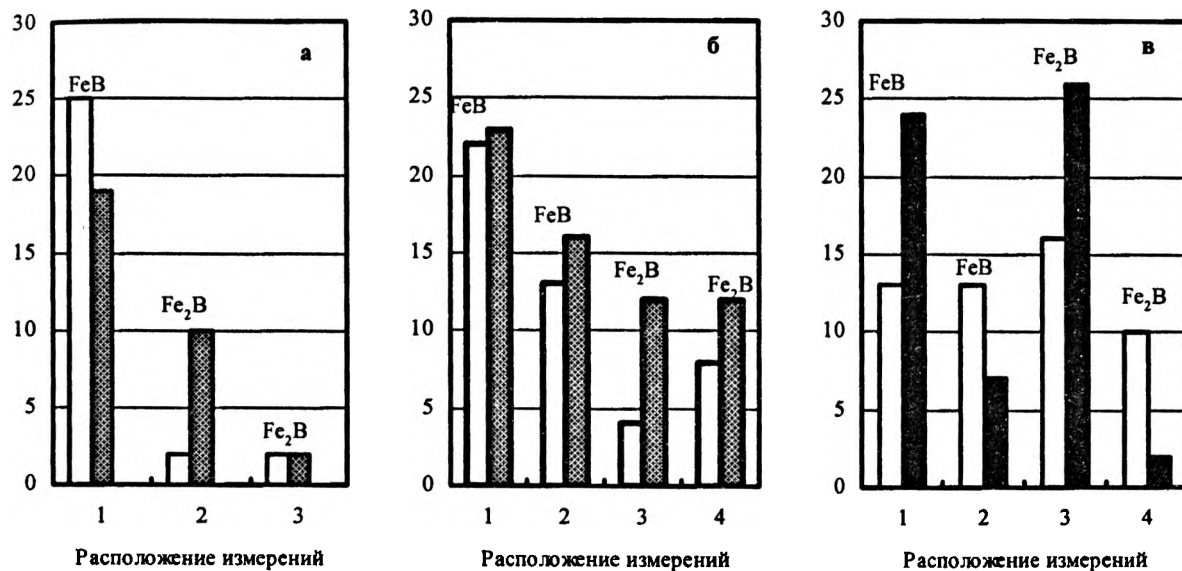
Благодаря термической обработке поверхностная твердость борированной стали 20 с предварительной карбонитрацией достигла 63 HRC при температурах борирования 900 и 950 °С и 54 HRC и 43 HRC – при 850 и 800 °С соответственно.

На рисунках 3 и 4 представлены результаты измерения суммарного балла хрупкости боридов до и после термообработки. Борокарбонитрированные слои, полученные при температуре борирования 800 °С, после термической обработки имеют нулевой балл хрупкости. При остальных температурах борирования (850, 900 и 950 °С) после термической обработки отмечается тенденция роста балла хрупкости боридов и особенно у поверхности слоя и на границе двух фаз.



□ – до термообработки; ■ – после термообработки;
температура борирования 800 °С

Рисунок 3 – Суммарный балл хрупкости в зависимости от вида обработки



□ – до термообработки; ■ – после термообработки;
 температура борирования: а – 850 °C; б – 900 °C; в – 950 °C;
 1 – край образца; 2, 3 – граница боридов; 4 – граница с основой

Рисунок 4 – Изменение суммарного балла хрупкости по слою в зависимости от вида обработки и температуры борирования

Выводы

1 Термическая обработка (закалка и низкий отпуск) борокарбонитрированной стали 20 повышает микротвердость борида FeB на 1500 МПа при температуре борирования 800 °С и на 2000 МПа при 850 и 900 °С. Снижение микротвердости FeB на 2500 МПа зафиксировано после термической обработки образцов, борированных при 950 °С.

2 Термообработка повышает твердость переходной зоны борокарбонитрированного слоя. При этом максимальная микротвердость переходной зоны непосредственно под боридным слоем составляет 7800 МПа при температуре борирования 850 °С, минимальная микротвердость – 6000 МПа при температуре борирования 950 °С.

3 Борокарбонитрированные слои, полученные при температуре борирования 800 °С, после термической обработки имеют нулевой балл хрупкости. При остальных температурах борирования (850, 900 и 950 °С) после термической обработки отмечается тенденция роста балла хрупкости боридов, особенно у поверхности слоя в фазе FeB и на границе двух фаз.

4. Благодаря повышению твердости переходной зоны поверхностная твердость борированной стали 20 с предварительной карбонитрацией после термической обработки достигла 63 HRC при температурах борирования 900 и 950 °С и 54 HRC при 850 °С.

Литература

1. Протасевич, В.Ф. Исследование особенностей формирования боридных покрытий на карбонитрированной малоуглеродистой стали / В.Ф. Протасевич, Г.В. Стасевич // Наука и техника. – 2012. – № 3. – С. 7–11.

2. Глазов, В.М. Микротвердость металлов / В.М. Глазов, В.Н. Вигдорович. – М.: Металлургия, 1969. – 247 с.

Д.В. МИНЬКО,
К.Е. БЕЛЯВИН, д-р техн. наук (БНТУ),
О.О. КУЗНЕЧИК (ГНУ «Институт порошковой металлургии»),
В.В. МАКЕЕВ (УЗ «1-я городская клиническая больница»)

ИМПУЛЬСНЫЕ ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ПОКРЫТИЙ И МОДИФИЦИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ МАТЕРИАЛОВ

Введение. Анализ литературных источников по формированию покрытий и модифицированию поверхности материалов показывает, что поиск новых методов обработки поверхности остается актуальным. Обеспечение требуемых характеристик поверхностного слоя деталей является насущной задачей машиностроения, решение которой может основываться на использовании электрофизических методов высокоэнергетического воздействия, получивших в последние годы широкое развитие [1–3].

Процессы импульсной электрофизической обработки поверхности материалов сопровождаются формированием плазменных зон воздействия с температурой до 10 000–30 000 К и скоростью нагрева-охлаждения до 10^8 К/с [4]. Появление доступных и малогабаритных источников импульсной энергии (высоковольтных электрических, импульсно-плазменных и импульсно-лазерных), способных создавать направленные высококонцентрированные энергетические потоки с малой длительностью пульсации, открывает новые возможности разработки и создания новых устройств для импульсной электрофизической обработки протяженных поверхностей материалов.

В то же время цель использования той или иной технологии должна сводиться не просто к получению изделий с заданным комплексом эксплуатационных характеристик, а учитывать требования снижения материальных, энергетических и трудовых затрат. Применяемые в настоящее время технологии получения покрытий и модифицирования поверхностных свойств материалов, включающие печную, электродуговую, газопламенную и плазменную обработку, имеют низкую производительность и низкую энергоэффек-

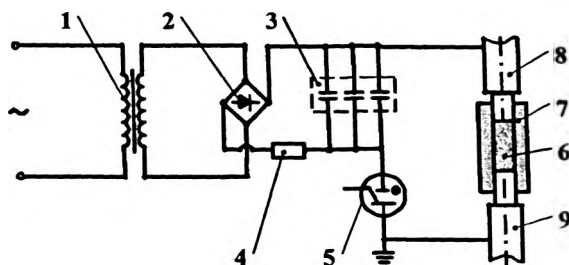
тивность. Поэтому внедрение новых электрофизических технологий, разработанных на стыке современных достижений физики высоких энергий и материаловедения, является одним из приоритетных направлений научных исследований [1].

Избирательность применения, высокая энергоэффективность и производительность, экологичность, высокая чистота и однородность структуры получаемых материалов являются несомненными преимуществами импульсных электрофизических технологий. Однако их широкому внедрению в производство препятствует отсутствие серийно выпускаемого оборудования, а также подготовленных специалистов в этой области.

Вместе с тем опыт разработки и использования на практике технологий электроимпульсного и электроразрядного спекания, селективного лазерного спекания и импульсно-плазменной обработки позволяет надеяться на их дальнейшее широкое внедрение в производство.

Электроимпульсное спекание. Одним из физических методов, активирующих процесс получения покрытий, является обработка электрическим током, основанная на комбинированном действии электрической энергии и механического давления и позволяющая осуществлять одновременное уплотнение и наплавку порошковых слоев в отличие от традиционных технологических процессов порошковой металлургии с раздельным выполнением этих операций.

Процесс электроимпульсного спекания (ЭИС) [5] основан на пропускании через находящийся в диэлектрической матрице 7 порошок 6 (рисунок 1), содержащий электропроводящие компоненты, мощного (10^3 – 10^6 кА/м²) кратковременного (10^{-5} – 10^{-2} с) импульса тока, создаваемого емкостным генератором 3. Ток подводится через электрод-пуансон 8 и заготовку 9, при этом происходит локальный разогрев и соединение частиц порошка в зоне их контакта с поверхностью заготовки и друг с другом. Достоинство метода заключается в скорости получения покрытия с однородной плотностью, позволяющей работать без защитной атмосферы даже с активными металлами. Этот метод представляется идеальным для получения пористых покрытий из порошков тугоплавких материалов, таких как вольфрам, ниобий, тантал, титан.



1 – повышающий трансформатор; 2 – выпрямитель; 3 – емкостный накопитель энергии; 4 – ограничивающий резистор; 5 – интронный разрядник; 6 – порошок; 7 – диэлектрическая матрица; 8 – электрод-пуансон; 9 – заготовка

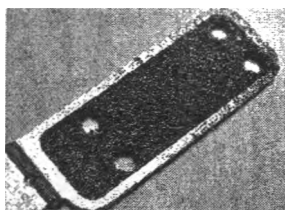
Рисунок 1 – Функциональная схема установки электроимпульсного спекания (ЭИС)

Проведенные экспериментальные исследования зависимости свойств пористых покрытий из сферических частиц титана (пористость, размер пор, прочность) от технологических параметров процесса ЭИС позволили определить их оптимальные значения (таблица 1).

Таблица 1 – Характеристики пористых покрытий из сферических частиц порошка титана

Материал	Размер частиц, мм	Пористость, %	Средний размер пор, мкм	Временное сопротивление при поперечном изгибе $\sigma_{\text{изб}}$ МПа
Титановый сплав ВТ1-0 ГОСТ 19807-91	0,315–0,4	35–40	120–130	54–60
	0,4–0,63	38–42	130–140	42–50

Показано, что между частицами порошка при ЭИС происходит образование достаточно прочного контакта, составляющего 0,1–0,2 диаметра частицы порошка (рисунок 2), причем прочностные свойства покрытия могут быть повышены путем дополнительной термовакуумной обработки (таблица 2).



а



б

а – внешний вид; б – хрупкий излом

Рисунок 2 – Пористое покрытие из сферических частиц порошка титана

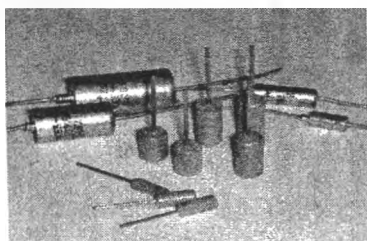
Таблица 2 – Прочность пористого покрытия из сферических частиц порошка титана при ЭИС и при различных режимах последующей термовакuumной обработки

Материал	Размер частиц, мм	Предел прочности на отрыв $\sigma_{отр}$, МПа			Предел прочности на срез $\sigma_{ср}$, МПа		
		После ЭИС	$T_{спек}$ 1100 °С	$T_{спек}$ 1350 °С	После ЭИС	$T_{спек}$ 1100 °С	$T_{спек}$ 1350 °С
Титановый сплав ВТ1-0 ГОСТ 19807-91	0,315–0,40	6,41–7,13	14,67–15,04	37,43–37,71	21,52–21,71	37,88–38,37	63,09–63,43
	0,40–0,63	5,35–5,71	6,59–6,71	12,75–13,06	17,41–17,76	26,31–26,87	42,18–42,56

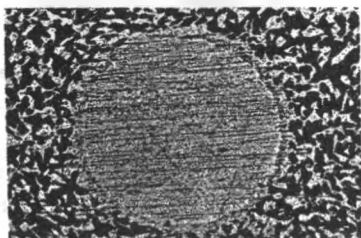
Проведенные теоретические и экспериментальные исследования процесса ЭИС позволили разработать технологию получения пористых покрытий из порошков тантала, ниобия, вольфрама и титана, сформулировать требования к оборудованию, определить необходимые диапазоны геометрических, механических, электрических и временных параметров. В соответствии с этим разработаны методики и аппаратура для регулирования и измерения энергосиловых параметров процесса ЭИС.

На основании проведенных исследований разработан и автоматизирован технологический процесс получения ниобиевых и танталовых объемно-пористых анодов оксидно-полупроводниковых конденсаторов (рисунок 3). Для осуществления технологического процесса были сконструированы и изготовлены две автоматизированные установки ЭИС (рисунок 4) производительностью до 10 тыс. шт. изделий в смену. Внедрение технологии и оборудования

на ПО «Эликон» (г. Одесса) и ПО «Оксид» (г. Новосибирск) позволило по сравнению с применяемой ранее технологией повысить удельную поверхность и электроемкость объемно-пористых анодов на 30–80 %, уменьшить расход материалов на 60 %, повысить производительность в 3 раза.

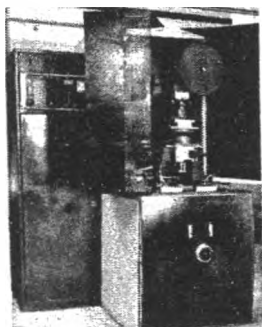


а

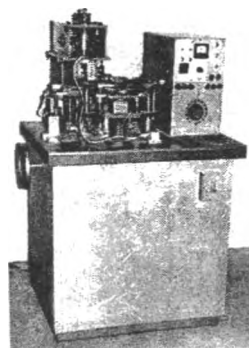


б

Рисунок 3 – Ниобиевые объемно-пористые аноды конденсаторов (а) и структура их поперечного сечения (б, $\times 500$)



а



б

Рисунок 4 – Автоматизированные установки для ЭИС ниобиевых (а) и танталовых (б) объемно-пористых анодов оксидно-полупроводниковых конденсаторов

Разработанная технология ЭИС пористых композиционных покрытий на поверхности вольфрамовых катодов газоразрядных ламп обеспечивает равномерность распределения эмиссионного материала (порошка Ba_2CaWO_6) в поровом пространстве металлического

каркаса из порошка вольфрама и открытую пористость на поверхности покрытия (рисунок 5).

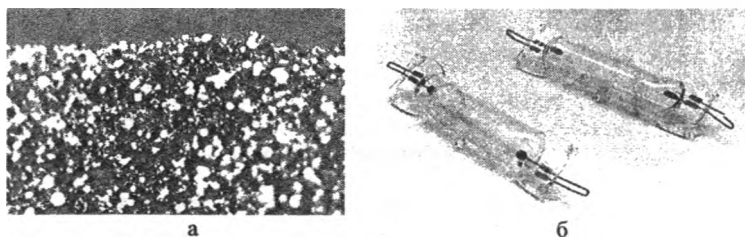


Рисунок 5 – Структура композиционного вольфрамового катода (а, $\times 500$) и элементы конструкции газоразрядных ламп с катодами, полученными методом ЭИС (б)

Внедрение технологии на опытном заводе ВНИИ источников света им. А.Н. Лодыгина (г. Саранск) по сравнению с традиционной снизило потребление вольфрама на 20 %, повысило производительность изготовления катодов без снижения эксплуатационных характеристик газоразрядных ламп.

Особый интерес представляет разработка технологии ЭИС пористых покрытий из сферических частиц титана для нужд медицины и биологии. Как показывают проведенные исследования, такие покрытия обладают регулярной структурой, открытой пористостью (30–50 %), высокой проницаемостью и коррозионной стойкостью, хорошей биологической совместимостью с тканями человеческого организма, легкостью и прочностью. Наиболее широкое применение в клинической практике получили работы в области челюстно-лицевой хирургии и кардиологии. Разработанные совместно с учреждениями Министерства здравоохранения Республики Беларусь конструкции дентальных имплантатов и минипластины для остеосинтеза костей лицевого скелета с пористыми покрытиями из сферических частиц порошка титанового сплава марки ВТ1-0 (рисунок 6) успешно прошли приемочные медицинские испытания и получили регистрационные удостоверения, дающие право их серийного выпуска. Внедрение разработанных изделий в медицинскую практику позволило сократить закупку импортных аналогов и сроки послеоперационной реабилитации больных.

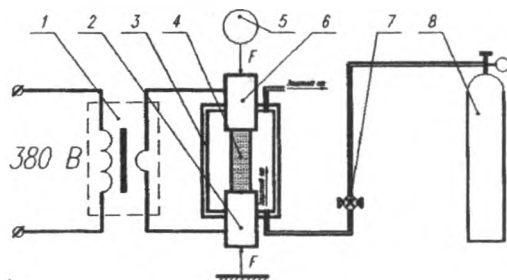


Рисунок 6 – Конструкции дентальных имплантатов в форме корня зуба (а) и цилиндрических (б), минипластины для остеосинтеза костей лицевого скелета (в)

Внедрение технологии ЭИС пористых контактных головок в ОАО СКБ медицинской электротехники (г. Каменец-Подольский) позволило разработать новые конструкции эндокардиальных электродов, в том числе уменьшенных габаритов для применения в детской кардиологии.

Электроразрядное спекание. Электроразрядное спекание (ЭРС) заключается в воздействии на находящийся в замкнутом объеме спрессованный при давлении 0,1–100 МПа порошок токами плотностью 10^3 – 10^5 кА/м², действующими на протяжении от нескольких секунд до нескольких минут [6] (рисунок 7). При этом возможно пропускание электрического тока не только через порошок, но и частично через пресс-инструмент (чаще графитовый).

Метод ЭРС обеспечивает высокую скорость протекания металлургических высокотемпературных процессов на границе раздела частиц порошка, что позволяет получать покрытия с повышенным комплексом эксплуатационных характеристик.



1 – трансформатор; 2 – заготовка; 3 – пресс-форма; 4 – порошок; 5 – устройство нагружения; 6 – электрод верхний; 7 – редуктор; 8 – баллон с защитным газом

Рисунок 7 – Функциональная схема установки ЭРС

Метод ЭРС, как правило, не используют для получения пористых материалов и покрытий из-за сложности обеспечения равномерного объемного распределения тока, связанного с длительным нагревом порошка. Тем не менее, нами были получены пористые покрытия толщиной до 1 мм из сферических частиц порошка титана с размером 0,2–0,315 мм (рисунок 8).

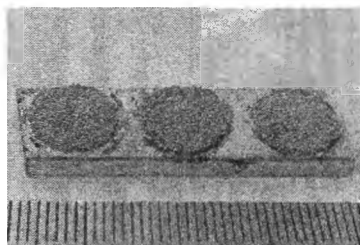
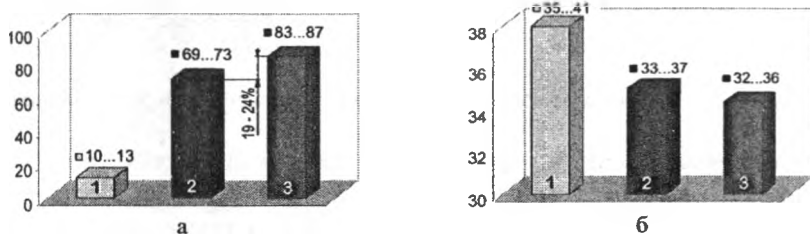


Рисунок 8 – Фрагменты пористого покрытия из сферических частиц порошка титана

Проведенные теоретические и экспериментальные исследования позволили разработать технологию упрочняющей электроразрядной обработки (ЭРО) пористых покрытий, полученных методом ЭИС из сферических частиц порошка титана [7]. Показано, что дополнительная ЭРО пористых заготовок позволяет увеличить размеры и качество контактных шеек между частицами порошка и, в конечном итоге, в 3–5 раз повысить прочность материала при уменьшении пористости на 3–5 % (рисунок 9).



1 – ЭИС; 2 – ЭИС + термовакуумная обработка; 3 – ЭИС + ЭРО

Рисунок 9 – Прочность на срез σ_{cp} , МПа (а) и пористость P , % (б) пористых покрытий из сферических частиц порошка титана

Опытные партии фильтрующих элементов для очистки пара и для стерилизации воздуха, полученные по технологии упрочняющей ЭРО, переданы на ОАО «Молодечненский Гормолзавод» и ОАО «Рогачевский МКК».

Селективное лазерное спекание. Селективное лазерное спекание (СЛС) относится к инновационным технологиям порошковой металлургии, позволяющим получать пористые покрытия со сложной геометрией поверхности [8, 9]. Технология СЛС основана на использовании энергии лазерного излучения для последовательного послойного спекания частиц порошка посредством оплавления их поверхности, что приводит к образованию металлических контактов в присутствии жидкой фазы.

Разработанная технология СЛС порошков позволяет получать покрытия в среде защитного газа сканированием лазерного луча по обрабатываемой поверхности порошкового слоя, укладка которого осуществляется вибродозатором оригинальной конструкции. Преимуществом дозатора перед имеющимися аналогами является возможность получения пористых покрытий на поверхности монолитной заготовки со сложной геометрией поверхности (рисунок 10).

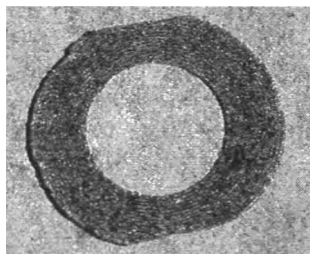
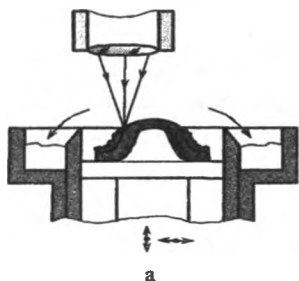


Рисунок 10 – Схема вибродозатора (а) и фрагмент покрытия из порошка титана (б)

Установлено, что на процесс СЛС порошков основное воздействие оказывают параметры лазерного излучения, которые определяются энергией и длительностью импульсов, а также их частотой и количеством. С целью изучения кинетики роста межчастичных контактов при СЛС был проведен металлографический анализ образцов пористого покрытия.

На фотографии полученного СЛС слоя порошка титана толщиной в одну частицу (рисунок 11) видно, что частицы порошка сохранили свою сферическую форму и соединены друг с другом контактными шейками, образовав пористую структуру, что подтверждает идею поверхностного нагрева и оплавления лучом лазера.

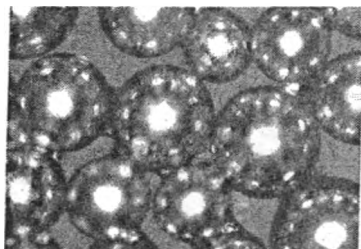


Рисунок 11 – Структура монослоя частиц порошка после СЛС, $\times 10$

Механизм такого образования контактов между частицами подтверждается исследованиями микроструктуры образцов (рисунок 12). В результате оплавления лучом лазера и последующей кристаллизации произошло измельчение зеренной структуры титана на поверхности частиц порошка, что свидетельствует о том, что образование контактной шейки при лазерном воздействии происходит за счет поверхностного оплавления частиц порошка с сохранением твердой фазы в центре.

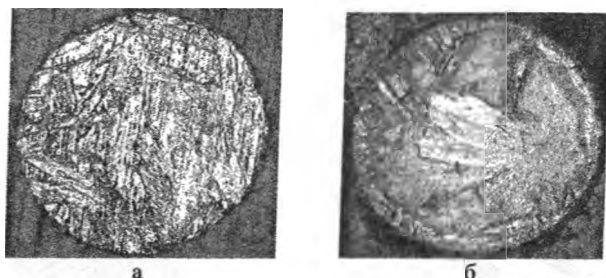


Рисунок 12 – Микроструктура частицы порошка титана до (а) и после СЛС (б), $\times 200$

Установлено, что при получении пористого покрытия требуется увеличение мощности лазерного излучения, что объясняется необходимостью оплавления поверхности подложки для образования контактных шеек между ней и частицами порошка. При этом происходит сильный разогрев поверхности заготовки, приводящий к оплавлению частиц порошка и изменению их формы, которое устранивается при СЛС последующих слоев при снижении мощности лазерного излучения (рисунок 13).



Рисунок 13 – Микроструктура первого слоя (а, $\times 50$) и топограмма второго слоя (б) частиц порошка пористого покрытия при СЛС

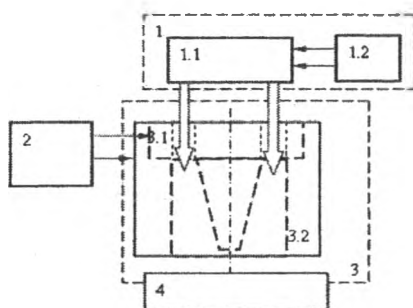
Разработанная технология СЛС внедрена в производство индивидуальных имплантатов для эндопротезирования нижней челюсти и имплантатов для межтелового спондилодеза с пористыми покрытиями из порошков титанового сплава марки BT1-0 (рисунок 14), которые в 2010 г. успешно прошли приемочные медицинские испытания и получили регистрационное удостоверение, дающее право серийного выпуска.



Рисунок 14 – Индивидуальные имплантаты для эндопротезирования нижней челюсти (а) и имплантат для межтелового спондилодеза (б)

Внедрение разработанных изделий в медицинскую практику позволило сократить закупку импортных аналогов и сроки послеоперационной реабилитации больных.

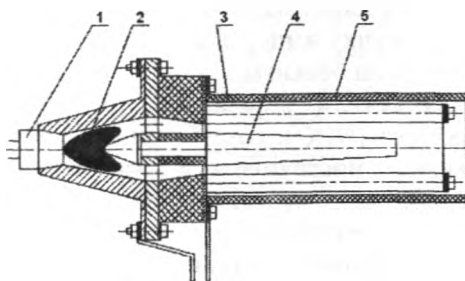
Импульсно-плазменная обработка. Технология импульсно-плазменной обработки (ИПО), разработанная для упрочнения металлообрабатывающего инструмента, а также деталей машин, является перспективным направлением в области модифицирования свойств поверхности материалов и покрытий. Принцип ИПО заключается в ускорении потока стационарной плазмы с помощью импульсных высоковольтных (10^3 – 10^4 В) разрядов с регулируемой частотой следования (0,1–10 Гц) до сверхзвуковых скоростей (рисунок 15). В формирующихся таким образом импульсных плазменных пучках плотность тока достигает значений порядка 10^3 – 10^4 кА/м², а локальная температура плазмы может достигать значений $\sim 10^4$ К [10].



- 1 – источник стационарной плазмы; 2 – высоковольтный генератор;
3 – ускорительная камера; 4 – обрабатываемая поверхность

Рисунок 15 – Функциональная схема установки ИПО

Генерируемые с помощью ускорительной камеры (рисунок 16) плазменные пучки могут быть использованы для поверхностной обработки материалов и покрытий с различной геометрией поверхности с целью управления структурой, фазовым составом, физико-механическими и эксплуатационными свойствами (рисунок 17).



1 – плазмотрон источника стационарной плазмы; 2– плазменный факел;
3 – экран; 4 – катод; 5 – анод

Рисунок 16 – Ускорительная камера установки ИПО

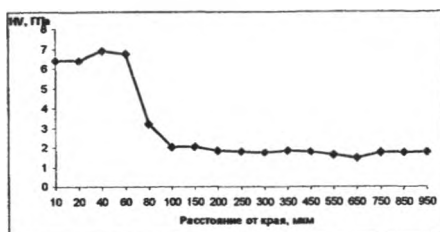
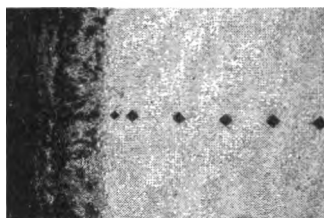


Рисунок 17 – Изменение микротвердости стали 40X13 в направлении от поверхности к центру поперечного сечения после ИПО

Выводы

Проведен комплекс теоретических и экспериментальных исследований, позволивших разработать новые энергоэффективные технологические процессы электроимпульсного, электроразрядного, селективного лазерного получения пористых покрытий из порошков ниобия, тантала, вольфрама, титана и импульсно-плазменной обработки углеродистых и инструментальных сталей. Сконструировано и изготовлено пять технологических установок, проведена доработка и модернизация трех лабораторных установок. Результаты научных исследований представлены в более 200 публикациях, в том числе 4-х монографиях. Новизна технических решений подтверждена более 50 авторскими свидетельствами и патентами на изобретения. Разработанные импульсные электрофизические тех-

нологии, изделия, установки и устройства внедрены в производство на предприятиях и в организациях Республики Беларусь и СНГ.

Литература

1. **Перечень** приоритетных направлений научных исследований Республики Беларусь на 2011–2015 годы (в ред. постановления Совета Министров Республики Беларусь от 12.08.2010 № 1196).
2. **Tyurin, Yu N.** Plasma-Detonation Technology for Modification of the Surface Layer of Metal Parts / Yu N. Tyurin, O.V. Kolisnichenko // The Open Surface Science Journal. – 2009. – № 1. – P. 13–19.
3. **Kumara, Sanjeev.** Surface modification by electrical discharge machining / Sanjeev Kumara [et al.] // Journal of Materials Processing Technology 209 (2009). – P. 3675–3687.
4. **Hedvig, R.** Toward quantitative deuterium analysis with laser-induced breakdown spectroscopy using atmospheric-pressure helium gas / R. Hedvig [et al.] // Journal of Applied Physics. – 2010. – Vol. 107. – № 2, – pp. 023301 1–5.
5. **Теория и практика** электроимпульсного спекания пористых порошковых материалов / К.Е. Белявин [и др.]. – Минск: ООО «Ремико», 1997. – 180 с.
6. **Райченко, А.И.** Основы процесса спекания порошков пропусканьем электрического тока / А.И. Райченко. – М.: Металлургия, 1987. – 128 с.
7. **Сравнительные исследования** микроструктуры и прочности пористых материалов из порошка титана, полученных спеканием в вакууме и методом электроконтактного нагрева в защитной атмосфере / К.Е. Белявин [и др.] // Литье и металлургия. – 2010. – № 4. – С. 122–127.
8. **Hanninen, J.** Direct metal laser sintering / J. Hanninen // Advance materials & processes. – 2002, May. – P. 33–35.
9. **New Technology** of Selective Laser Sintering / K.E. Belyavin [et al.] // EURO PM2005 Congress and Exhibition. Proceedings. 2–5 October 2005, Prague, Czech Republic. – Prague, 2005. – V. 2. – P. 171–176.
10. **Установка** для обработки материалов и покрытий воздушной импульсной плазмой / Ю.А. Чивель [и др.] // Техника машиностроения. – 2010. – № 3. – С. 50–55.

В.А. СТЕФАНОВИЧ, канд. техн. наук,
С.В. БОРИСОВ,
О.С. БЕЛЬКО,
В.Г. БОРИСОВ (БНТУ)

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ДИФфуЗИОННЫХ СЛОЕВ НА СТАЛИ 20Х13, ПОЛУЧЕННЫХ В СИСТЕМЕ ХРОМ-УГЛЕРОД С ВВЕДЕНИЕМ В РЕАКЦИОННУЮ СМЕСЬ ЛЕГКОПЛАВКИХ ДОБАВОК

Введение. Цементация сталей, содержащих 12–13 % хрома, применяется для повышения ресурса работы штампового инструмента для вырубки, вытяжки, гибки [1]. Для вырубных штампов небольшого сечения используется сталь 20Х13, которая после цементации, закалки и низкого отпуска имеет следующие свойства и структуру: цементованный слой толщиной 0,3–0,4 мм представляет собой мартенсит с большим количеством карбидных включений и твердостью 65–68 HRC и вязкой сердцевиной, твердость которой составляет 42–45 HRC. Такое сочетание свойств поверхности и сердцевины позволяет значительно повысить ресурс работы вырубных штампов. Разработанные порошковые смеси для цементации высокохромистых сталей имеют недостаток – низкую насыщающую способность (для получения цементованного слоя толщиной 0,3–0,4 мм требуется выдержка 6–8 ч при $t = 1000\text{--}1050\text{ }^{\circ}\text{C}$).

Целью данной работы является разработка порошковых смесей высокой активности для цементации высокохромистых сталей, которые обеспечивают структуру диффузионного слоя, состоящую из твердых включений карбидов, находящихся в мартенситной матрице.

Методика эксперимента. Для получения оптимальных свойств диффузионных слоев был применен последовательный симплекс метод планирования эксперимента с использованием правильного симплекса [2–4].

В качестве факторов, входящих в состав смеси, были выбраны следующие компоненты:

- хромирующая смесь, полученная методом алюмотермии – (30 % Al_2O_3 + 21 % Al + 49 % Cr_2O_3) + 0,5 % NH_4Cl ;
- цементирующая смесь – (85 % древесный уголь + 15 % NaHCO_3);
- легкоплавкие добавки Cu , Zn , Sb , $\text{SnCl}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$, CoO , MoO_3 .

Температура и время насыщения поддерживались постоянными: $t = 1050$ °С, $\tau = 4$ ч. Таким образом, симплекс был составлен для количества факторов $k = 8$.

Шаги варьирования факторов представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Шаг варьирования факторов

Фактор	X_1	X_2	X_3	X_4	X_5	X_6	X_7	X_8
Шаг, %	5	5	5	5	5	5	5	2

Значения факторов на основном (нулевом) уровне \tilde{X}_i^0 и интервалы варьирования были приняты по данным предварительных исследований для стали 45 с применением метода ПСМ [5].

В качестве параметров оптимизации (y_{iu}) были выбраны следующие: толщина диффузионного слоя, мкм; твердость после закалки (950 °С + масло), HRC; наличие твердых частиц в слое, их структура в баллах.

Для определения наличия твердых частиц и их дисперсности был принят ранговый параметр [4] по 4-х бальной шкале (0–3 балл):

- 0 балл – очень плохо (отсутствие слоя);
- 1 балл – плохо;
- 2 балл – хорошо;
- 3 балл – отлично.

Температура нагрева под закалку 950 °С позволяет получить максимальную твердость диффузионных слоев на стали 20Х13, что отмечено в работе [6].

Для оценки полученных результатов был выбран обобщенный отклик [3]:

$$\sum_{i=1}^m a_i \left(\frac{y_{iu} - y_{i0}}{y_{i0}} \right)^2 = Y_u,$$

где y_{iu} – значение индивидуального отклика параметра в некотором опыте, где $i = 1, 2, \dots, m$ – число откликов, $u = 1, 2, \dots, n$ – число опытов; y_0 – желаемое значение («идеал») параметра; a_i – «вес» параметра оптимизации; Y_u – обобщенный отклик.

Параметры оптимизации и их желаемые значения представлены в таблице 2.

Таблица 2 – Параметры оптимизации

Параметры оптимизации	Желаемое значение	«Вес» параметра
Толщина слоя, мкм	1500	0,3
Твердость после закалки, HRC	70	0,4
Наличие твердых частиц, балл	3	0,3

Матрица для симплекса в кодированных координатах представлена в таблице 3.

Таблица 3 – Координаты точек симплекса в кодированном масштабе

№ опыта	X_1	X_2	X_3	X_4	X_5	X_6	X_7	X_8
1	-1	+1	+1	+1	+1	+1	+1	+1
2	+1	-1	+1	+1	+1	+1	+1	+1
3	+1	+1	-1	+1	+1	+1	+1	+1
4	+1	+1	+1	-1	+1	+1	+1	+1
5	+1	+1	+1	+1	-1	+1	+1	+1
6	+1	+1	+1	+1	+1	-1	+1	+1
7	+1	+1	+1	+1	+1	+1	-1	+1
8	+1	+1	+1	+1	+1	+1	+1	-1
9	0	0	0	0	0	0	0	0

Значения факторов в кодированном X_j и натуральном \tilde{X}_j масштабах связаны соотношениями:

$$X_j = \frac{\tilde{X}_j - \tilde{X}_j^0}{\Delta \tilde{X}_j};$$

$$\tilde{X}_j = \tilde{X}_j^0 + \Delta \tilde{X}_j \cdot X_j,$$

где \tilde{X}_j^0 – значение фактора с номером i на нулевом уровне в натуральной системе координат; $\Delta \tilde{X}_j$ – шаг варьирования i -го фактора.

Координаты новой вершины (точки) симплекса находились по формуле:

$$\tilde{X}_{j,n+1} = \frac{2}{k} \sum_{u=1}^k \tilde{X}_{j,u} - \tilde{X}_j^*,$$

где $n = k + 1$ – число точек (опытов) в исходном симплексе; k – число факторов; $\tilde{X}_{j,n+1}$ – координата новой точки в натуральных координатах для фактора с номером i (суммирование ведется по всем опытам, кроме отвергнутых); \tilde{X}_j^* – координата данного фактора в отвергнутом (худшем) опыте.

Обсуждение результатов. Результаты исследований представлены в таблице 4. Наихудшие результаты соответствуют точке № 7 симплекса, по отношению к которой вычислялись координаты новой вершины симплекса. Наилучшие результаты соответствуют точке № 15. Последующие опыты в точках № 16 и № 17 дают результаты несколько ниже значений точки № 15, что говорит о закливании симплекса. Это позволило принять решение об окончании исследований.

Таблица 4 – Результаты проведенных опытов

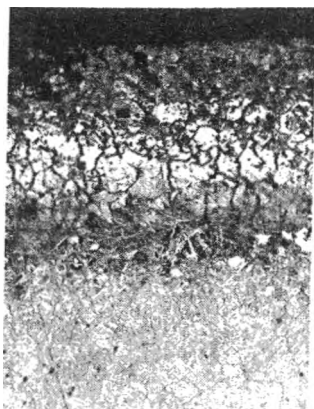
№ точки	Толщина слоя, мкм	Твердость после закалки, HRC	Балл твердых частиц	Y_u
1	2	3	4	5
1	1050	64	2	0,105
2	700	63	2	0,320
3	800	62	1	0,238
4	1000	68	3	0,053

Окончание таблицы 4

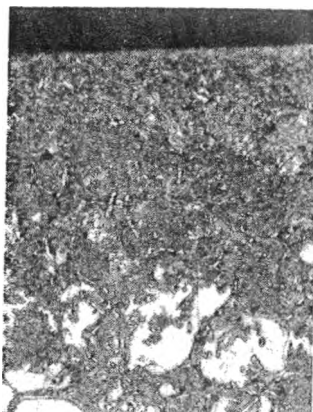
1	2	3	4	5
5	900	67	2	0,128
6	100	47	1	0,437
7	10	44	0	0,651
8	20	45	0	0,649
9	200	53	1	0,418
10	15	45	0	0,645
11	15	44	0	0,647
12	15	45	0	0,645
13	155	45	1	0,461
14	900	69	3	0,067
15	1400	70	3	0,020
16	1100	69	3	0,040
17	250	60	1	0,385

Исследование твердости поверхности закаленных образцов показало, что максимальная твердость достигает 69–70 HRC в точках №№ 14, 15 и 16 (таблица 4).

На рисунках 1–3 представлены микроструктуры диффузионных слоев. Очевидно, что структура диффузионных слоев включает три зоны. Поверхностная зона темного цвета состоит из большого количества включений карбидов зернистой формы и мартенсита (рисунки 2, б; 3, б). Толщина этой зоны находится в пределах от 100 мкм (рисунок 4) до 600 мкм (рисунок 2). Во второй зоне уменьшается количество зернистых карбидов, появляются остатки карбидной сетки по границам зерен, увеличивается количество мартенсита (рисунки 4, а; 5, а, б). Толщина второй зоны колеблется от незначительной толщины (рисунок 2, а) до 400–500 мкм (рисунок 4, а). Структура третьей зоны состоит из мартенсита, аустенита и следов сетки карбидов (рисунок 6).



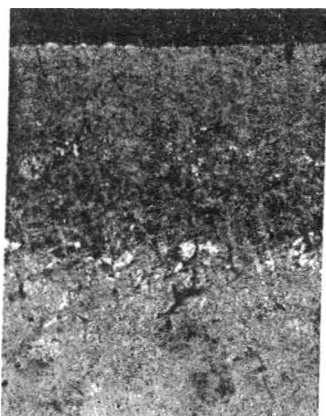
а



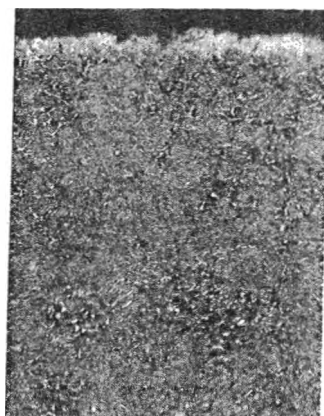
б

а – структура слоя, $\times 125$; б – структура поверхностной зоны I, $\times 500$

Рисунок 1 – Микроструктура диффузионного слоя в точке № 14



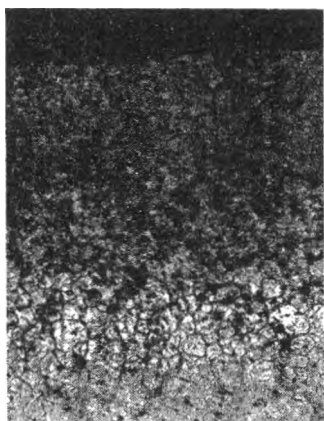
а



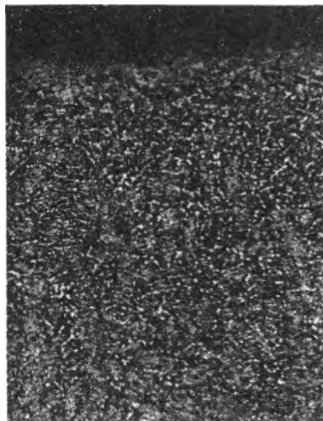
б

а – структура слоя, $\times 125$; б – структура поверхностной зоны I, $\times 500$

Рисунок 2 – Микроструктура диффузионного слоя в точке № 15



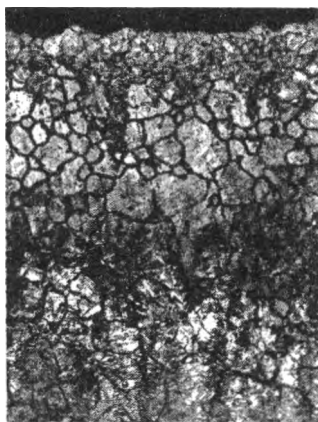
а



б

а – структура слоя, $\times 125$; б – структура поверхностной зоны I, $\times 500$

Рисунок 3 – Микроструктура диффузионного слоя в точке № 16



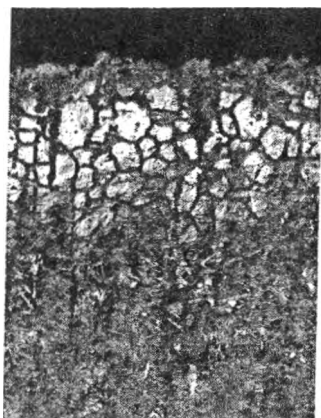
а



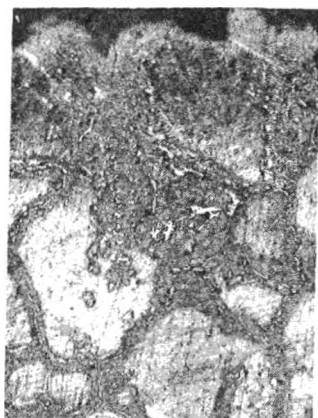
б

а – структура слоя, $\times 125$; б – структура поверхностной зоны II, $\times 500$

Рисунок 4 – Микроструктура диффузионного слоя в точке № 1



а



б

а – структура слоя, $\times 125$; б – структура поверхностной зоны II, $\times 500$

Рисунок 5 – Микроструктура диффузионного слоя в точке № 5

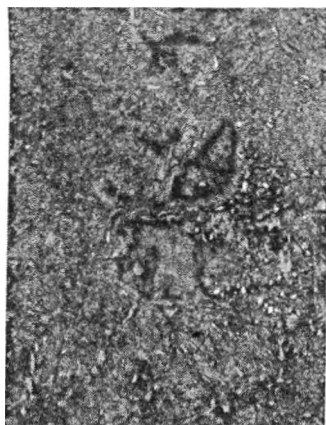
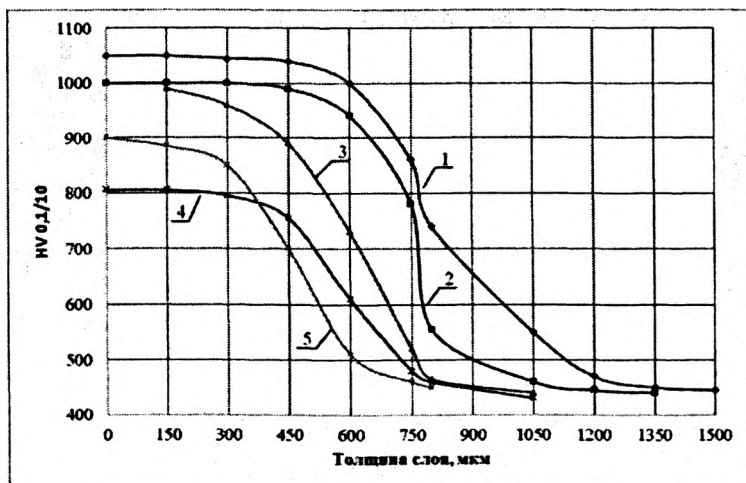


Рисунок 6 – Микроструктура диффузионного слоя в точке № 16: структура поверхностной зоны III, $\times 1000$

На рисунке 7 представлено распределение микротвердости по толщине цементованных слоев.



1 – точка № 15; 2 – точка № 16; 3 – точка № 14; 4 – точка № 5; 5 – точка № 1

Рисунок 7 – Распределение микротвердости по толщине диффузионных слоев

Как видно из рисунка, максимальные значения микротвердости 1000–1050 HV_{0,1/10} наблюдаются в первой зоне, при этом значения твердости остаются постоянными по всей толщине зоны. Значение высокой твердости можно объяснить наличием большого количества мелкодисперсных карбидов в структуре. Отсутствие данной зоны в диффузионных слоях приводит к понижению микротвердости из-за уменьшения количества карбидов. Микротвердость второй зоны плавно уменьшается по толщине из-за снижения в структуре количества карбидов. Микротвердость третьей зоны находится на уровне значений твердости основы.

Заключение. Применение последовательного симплексного метода при оптимизации состава карбюризатора для цементации высокохромистых сталей позволило:

1. Увеличить скорость формирования диффузионного слоя высокой твердости в 1,8–2,2 раза по сравнению с известными карбюризаторами и получать диффузионные слои с включениями карбидов до 700 мкм и общей толщиной 1400 мкм.

2. Повысить твердость поверхности упрочняемой стали 20X13 до 69–70 HRC.

3. Получить одинаковые значения микротвердости 1000–1050HV_{0,1/10} по всей толщине карбидной зоны цементованного слоя.

Литература

1. Ляхович, Л.С. Влияние хрома на глубину и свойства цементованного слоя низкоуглеродистой стали / Л.С. Ляхович, Л.Г. Ворошнин, А.Н. Ростовцев // Металловедение и термическая обработка металлов: сб. науч. тр. – М.: МиТОМ. – 1975. – № 8. – С. 9–12.
2. Барский, Л.А. Проблемы планирования эксперимента / Л.А. Барский, Ю.Б. Рубинштейн. – М.: Наука, 1969. – 275 с.
3. Рузинов, Л.П. Статистические методы оптимизации химических процессов / Л.П. Рузинов. – М.: Химия, 1972. – 200 с.
4. Горский, В.Г. Планирование промышленных экспериментов / В.Г. Горский, Ю.П. Адлер. – М.: Металлургия, 1974. – 264 с.
5. Стефанович, В.А. Исследование процесса многокомпонентного насыщения углеродом и металлами стали 45 / В.А. Стефанович, С.В. Борисов, Е.С. Серегина // Металлургия: Республ. межведом. сб. науч. тр. – Минск: Бел. наука, 2006. – Вып. 30. – С. 115–121.
6. Ляхович, Л.С. Карбохроммирование стали / Л.С. Ляхович, Э.Д. Щербаков // Металловедение и термическая обработка металлов: сб. науч. тр. – М.: МиТОМ. – 1974. – № 10. – С. 11.

УДК 621.785.539

Л.А. АСТРЕЙКО, канд. техн. наук (БНТУ)

КОРРОЗИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ, СОДЕРЖАЩИХ ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ СОЕДИНЕНИЯ ЦИНКА

Основными эксплуатационными характеристиками защитных покрытий являются антикоррозионные свойства, устойчивость к абразивному изнашиванию и высокая степень сцепления покрытия

с подложкой (поверхностью обрабатываемого изделия). Основным фактором, влияющим на комплекс получаемых свойств, является строение покрытия. Механизм получения диффузионных покрытий позволяет получить защитные покрытия, состоящие из интерметаллических фаз, что изначально дает преимущество в использовании такого рода покрытий в различных сферах деятельности. Диффузионные цинковые покрытия по сравнению с гальваническими и металлизационными имеют более прочную (диффузионную) связь с защищаемым металлом, а постепенное изменение концентрации цинка по толщине покрытия обуславливает менее резкое изменение его свойств.

Диффузионным способом можно получить безпористые цинковые покрытия, что позволяет наносить на изделия цинковые покрытия небольшой толщины, например, 25–30 мкм. При горячем цинковании при нанесении тонких покрытий (до 30 мкм) требуется очень тщательная предварительная подготовка поверхности изделия, и все равно остается вероятность образования в покрытии различных несплошностей, что резко снижает защитную способность. Гальванические цинковые покрытия отличаются большой пористостью, особенно если слой этих покрытий небольшой толщины. Поэтому эти покрытия пропитывают различными органическими составами.

В диффузионном цинковом покрытии, полученном путем химико-термической обработки в порошковых смесях на основе цинка при температурах около 450 °С и продолжительностью обработки до 5 ч. четко наблюдаются, в основном, две фазы: Г-фаза, представляющая собой тонкий (до 5 мкм) слой, расположенный непосредственно на поверхности покрываемого изделия и следующая за этим слоем δ-фаза.

Г-фаза, являясь интерметаллическим соединением с содержанием железа до 28 %, с одной стороны граничит с твердым раствором цинка в железе (α-фазой), а с другой – с δ-фазой (δ-фаза – интерметаллическое соединение с содержанием железа в нем от 7 до 11,5 % (рисунок 1)). По результатам рентгеноструктурного анализа цинковых покрытий, полученных в насыщающих средах с содержанием цинка более 60 %, установлено наличие на поверхности оцинкованных изделий из углеродистой стали следов ζ-фазы. Причем эта фаза

не располагается по всей обработанной поверхности. Примерная схема диффузионного цинкового покрытия приведена на рисунке 1, представлена авторами в работе [1] и характеризует термически обработанную горячеоцинкованную сталь, что, в свою очередь, может свидетельствовать о корреляции структур получаемых покрытий после вышеуказанных обработок.

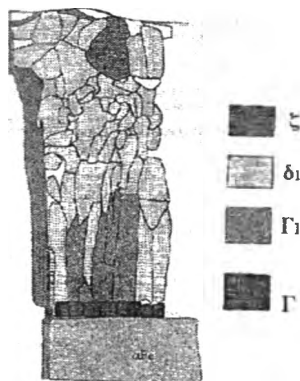


Рисунок 1 – Схема цинкового покрытия, полученного диффузионным методом [1]

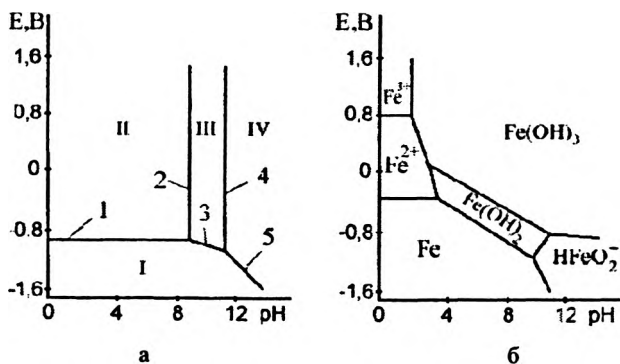
Известно [2], что на гальванических, металлизационных цинковых покрытиях образуются рыхлые, легко удаляемые (дождем, ветром, движущейся водой и др.) продукты коррозии, что способствует дальнейшему протеканию коррозионного процесса и разрушению слоя покрытия. На диффузионных цинковых покрытиях, полностью состоящих из железоцинкового сплава, в эксплуатационных условиях при воздействии агрессивной среды образуются плотные слои из продуктов коррозии, которые обладают защитными свойствами и предохраняют нижележащие слои покрытия от разрушения (эффект самозащиты).

Анализ продуктов коррозии после ускоренных коррозионных испытаний в среде 3%-го водного раствора NaCl подтвердил образование на образцах с диффузионным цинковым покрытием плотных, прочно сцепленных и трудноудаляемых с поверхности образцов соединений.

Анализ процессов термодинамики коррозионных электрохимических процессов [3] показывает, что на поверхности любого металла, находящегося в электролите, возникают короткозамкнутые гальванические элементы, для работы которых требуется разделение поверхности на катодные и анодные участки. Причинами возникновения электрохимической неоднородности могут быть:

- различная концентрация твердого раствора (что можно заметить на примере ζ -фазы на поверхности покрытия, полученного в порошковых средах);
- наличие несплошных оксидных пленок, пористость защитных пленок, или, возможно, неравномерное распределение на поверхности продуктов коррозии;
- неоднородность жидкой фазы (различие в концентрациях собственных ионов металла в электролите, различных солей, ионов водорода, кислорода и других окислителей);
- различие температур на участках поверхности металла, неравномерное распределение внешнего электрического поля, неодинаковая освещенность поверхности металла и т.п.

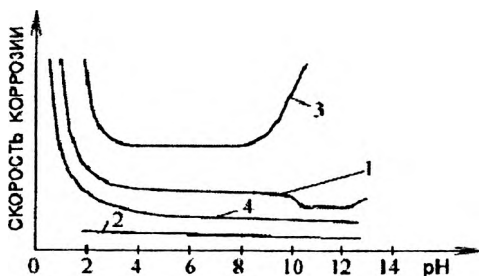
Одним из таких важных внешних факторов является кислотность рабочей среды. Следует отметить тот факт, что применение цинкового покрытия как антикоррозионного неэффективно (или нерационально) для нейтральных сред (рисунки 2 и 3).



а – для цинка; б – для железа [3]

I – область термодинамической устойчивости; II, IV – области коррозии;
III – область пассивности

Рисунок 2 – Диаграммы Пурбе



1 — железо; 2 — благородные металлы; 3 — цинк и алюминий;
4 — никель и кадмий

Рисунок 3 — Влияние pH раствора на характер зависимости скорости коррозии для различных металлов [3]

Таким образом, в области II устойчив ион цинка, в области IV — ион цинката. Пассивность цинка в области III обусловлена образованием пленки нерастворимого гидроксида $Zn(OH)_2$. Для железа (рисунок 2, б) также обозначены области его термодинамической устойчивости и различные продукты окисления.

Диаграммы Пурбе не учитывают присутствия в системе дополнительных компонентов, поэтому могут использоваться нами для предположительных выводов о составе и характере присутствующих на поверхности оцинкованного образца продуктов коррозии в зависимости от pH среды. Поэтому представляет интерес исследование, проведенное авторами работ [5, 6], учитывающее присутствие в корродирующей системе интерметаллидов.

Диаграмма pH-потенциал системы Fe-Zn-H₂O при 25 °C представлена на рисунке 4 [5]. На ней нанесены линии химических и электрохимических равновесий, играющие роль при коррозии диффузионных цинковых покрытий в водных средах. Равновесные потенциалы Г-, Г₁-, δ- и ξ-фаз близки друг к другу и к равновесному потенциалу цинка, что хорошо коррелируется со стационарными потенциалами фаз [5]. Поэтому эффективность электрохимической защиты стали с помощью диффузионного цинкового покрытия практически не должна уменьшаться по мере вступления в контакт с водным раствором интерметаллидов железа и цинка. Анализируемая диаграмма (рисунок 4) позволяет связать структуры получае-

мых покрытий с их коррозионно-электрохимическим поведением в водных растворах.

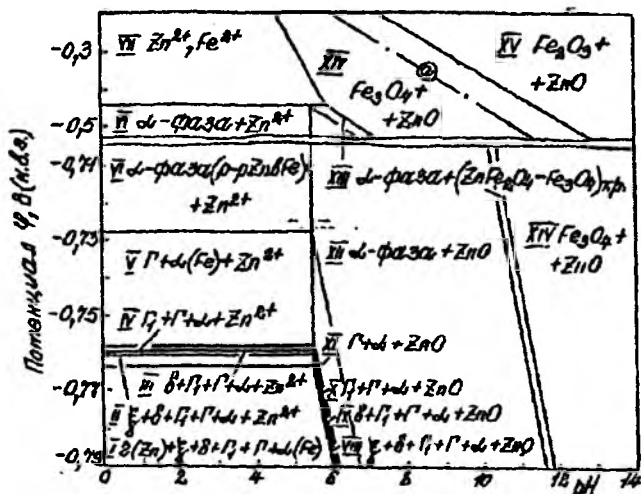


Рисунок 4 – Диаграммы pH-потенциал для системы Fe-Zn-H₂O при 25 °С (298 К) и активностях ионов в водном растворе $a_i = 1M$ (негидратированная форма окислов) [5]

При разработке технологических режимов нанесения цинкового покрытия в порошковых средах следует обратить внимание на такую характеристику покрытия, как снижение шероховатости поверхности для уже готового изделия. Этого можно добиться как механическими способами, так и с применением дополнительной обработки цинкового покрытия (создание дуплекс-систем). Тщательность обработки поверхности, шлифовка, полировка повышают устойчивость против коррозии. Это обусловлено образованием на гладкой поверхности более совершенных, плотных пассивирующих оксидных пленок [3]. В условиях атмосферной коррозии большая устойчивость полированных поверхностей металла в значительной степени определяется тем, что на таких поверхностях менее вероятна конденсация влаги по сравнению с шероховатыми.

С использованием метода рентгеноструктурного анализа установлено, что структура покрытия, оцинкованного в порошковых

средах, состоит из фаз FeZn_{11} , FeZn_{13} , $\text{Fe}_5\text{Zn}_{21}$ и $\alpha\text{-Fe}$. Проведенный микрорентгеноспектральный анализ поверхности оцинкованных образцов из углеродистой стали свидетельствует о следующем. Средняя поверхностная концентрация элементов составляет: Fe – 12 % (ат.), Zn – 88 % (ат.). Слишком большое содержание атомов железа в поверхностном слое может способствовать сквозной коррозии покрытия (питтинги, проходящие до стальной основы).

Поэтому важно контролировать содержание атомов железа в поверхностном слое интерметаллической фазы, т.к. в результате этого цинковое покрытие не обеспечит необходимую защиту. Получение диффузионных цинковых покрытий в порошковых средах позволяет обеспечить подобный контроль.

Литература

1. Cross-sectional TEM observation of multilayer structure of a galvanized steel / T. Kato [et al.] // Thin Solid Films. – 1998. – Т. 319. – P. 132–139.

2. Проскуркин, Е. Защитные цинковые покрытия для жестких коррозионно-эрозионных условий эксплуатации / Е. Проскуркин, ГП «НИТИ», Украина // Территория Нефтегаз. – 2007. – № 9. – С. 42–51.

3. Мальцева Г.Н. Коррозия и защита оборудования от коррозии: Учеб. пособие / Г.Н. Мальцева; под ред. С.Н. Виноградова. – Пенза: Изд-во Пенз. гос. ун-та, 2000. – 211 с.

4. Шлугер, М.А. Гальванические покрытия в машиностроении: Справочник: в 2 т. / М.А. Шлугер. – М., Машиностроение, 1985. – Т. 1. – 240 с.

5. Повышение коррозионной стойкости покрытий из щелочных электролитов путем электрохимического легирования / Ю.М. Лошкарёв [и др.] // Защита металлов. – 1994. Т.30, № 1. – С.79–84.

6. О коррозионно-электрохимическом поведении алюмоцинковых покрытий в условиях холодного и горячего водоснабжения / А.Г. Тюрин [и др.] // Диффузионное насыщение и покрытие на металлах. – Киев: Наукова думка, 1988. – С.11–26.

Е.С. ГОЛУБЦОВА, д-р техн. наук,
О.Л. МЕНДЕЛЕЕВА, канд. техн. наук (БНТУ),
Н.Б. КАЛЕДИНА (БГТУ)

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ БЫСТРОГО ПОВТОРНОГО НАГРЕВА В АУСТЕНИТНУЮ ОБЛАСТЬ И СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ НА СВОЙСТВА ЗОНЫ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ИЗ СТАЛИ 30ХГСА

Сварные изделия, имеющие повышенные эксплуатационные характеристики, изготавливают из высокопрочных легированных и углеродистых сталей небольшой толщины и подвергают закалке. Они склонны к образованию холодных трещин в зоне термического влияния (ЗТВ) на малопластичном участке, закалившемся в процессе сварки. Изменить структуру металла, чтобы уменьшить его твердость, увеличить вязкость и трещиностойкость позволяет объемная термическая обработка или местная дуговая обработка сварного соединения. Первый способ обработки достаточно трудоемкий и при больших габаритных размерах сварного изделия применять его не всегда возможно. Второй является более простым и экономичным. Однако повышение комплекса механических свойств ЗТВ при кратковременном невысоком нагреве происходит не всегда.

Целью настоящей работы является обеспечение лучшего комплекса свойств сварного соединения дуговой обработкой в межкритическом интервале температур нагрева. Объектом исследований выбрана высокопрочная ограниченно свариваемая сталь 30ХГСА (толщиной 3,1 мм), которая признана перспективным материалом для изготовления сварных автомобильных баллонов [1].

Аргонодуговую сварку вольфрамовым электродом с использованием активирующего флюса ВС-27 и дуговую обработку выполняли на установке АРК-1 с применением выпрямителя ВСВУ-315 [2]. Термические циклы записывали с помощью термопары ВР20/5 диаметром 0,35 мм. Образцы размером 3×8×75 мм с приваренной хромель-алюмелевой термопарой диаметром 0,2 мм подвергали быстрому нагреву проходящим током до температуры 895–1340 °С со

скоростью $W_n = 100\text{--}260\text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ и последующему охлаждению со скоростью $W_{6/5} = 4\text{--}14\text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ от $600\text{--}500\text{ }^\circ\text{C}$. Критические точки фазового превращения A_{C1} и A_{C3} определяли dilatометрическим методом. Сопротивление ЗТВ образованию холодных трещин оценивали согласно методике, приведенной в работе [3], по продолжительности замедленного разрушения плоского образца сечением $3 \times 15\text{ мм}$ после приложения начальной нагрузки, равной $0,9$ предела текучести основного металла ($\sigma_n = 0,9\sigma_{0,2}$). Исследовали также макро- и микроструктуру обработанных образцов, определяли размер зерна по ГОСТ 5639-82 и ударную вязкость образцов с круглым надрезом.

Для проведения эксперимента был использован план 3×3 : три уровня температуры быстрого повторного нагрева при дуговой обработке выше A_{C3} ($895, 1118, 1340\text{ }^\circ\text{C}$) и три уровня скорости охлаждения ($4, 9, 14\text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$) сварного соединения. В качестве параметров оптимизации были выбраны: твердость (y_1, HV); ударная вязкость KCV ($y_2, \text{кДж}/\text{м}^2$); относительное количество структурных составляющих в структуре ЗТВ после закалки с повторного нагрева при дуговой обработке (бейнита ($y_3, \text{об. \%}$) и мартенсита ($y_5, \text{об. \%}$)) и после первого нагрева при сварке (бейнита ($y_4, \text{об. \%}$) и мартенсита ($y_6, \text{об. \%}$)), а также балл действительного зерна аустенита, как средняя величина случайных сечений зерен в плоскости металлографического шлифа ($y_7, \text{мм}$).

Опыты проводились в случайном порядке. Ошибки воспроизводимости опытов были определены ранее. План эксперимента 3×3 в кодовом масштабе и результаты эксперимента в натуральном масштабе приведены в таблице 1. Кодированные уровни факторов x_1 и $x_2(-1; 0; +1)$ определяли по формуле

$$x_i = \frac{\tilde{x}_i - 0,5(\tilde{x}_{i\max} - \tilde{x}_{i\min})}{0,5(\tilde{x}_{i\max} - \tilde{x}_{i\min})}, \quad (1)$$

где x_i – кодированный уровень i -го фактора; $\tilde{x}_i, \tilde{x}_{i\max}, \tilde{x}_{i\min}$ – текущее, максимальное и минимальное значение i -го фактора в натуральном масштабе.

Таблица 1 – Матрица плана эксперимента 3×3 и результаты эксперимента

N	x_1	x_2	x_1x_2	x_1^2	x_2^2	y_1 , HV	y_2 , Дж/см	y_3 , %	y_4 , %	y_5 , %	y_6 , %	y_7 , мм
1	–	–	+	+	+	354	48,2	82	54	19	46	0,06
2	–	0	0	+	0	410	29,4	63	37	37	63	0,09
3	–	+	–	+	+	507	21,6	39	45	62	55	0,09
4	0	–	0	0	+	412	38,1	35	54	66	46	0,04
5	0	0	0	0	0	443	27,7	33	25	64	75	0,06
6	0	+	0	0	+	560	26,8	30	41	68	59	0,06
7	+	–	–	+	+	455	30,1	32	54	67	46	0,04
8	+	0	0	+	0	507	24,5	40	45	58	55	0,09
9	+	+	+	+	+	509	29,1	56	59	44	41	0,09
Σi	(1Y)	(2Y)	(12Y)	(11Y)	(22Y)	(0Y ₁)	(0Y ₂)	(0Y ₃)	(0Y ₄)	(0Y ₅)	(0Y ₆)	(0Y ₇)

Обработку результатов эксперимента проводили по методике, приведенной в работе [4]. Коэффициенты уравнения регрессии рассчитывали по формулам:

$$b_0 = A_0(0Y) - A_{0i}(iiY); \quad (2)$$

$$b_i = A_i(iY); \quad (3)$$

$$b_{ij} = A_{ij}(ijY); \quad (4)$$

$$b_{ii} = A_{ii}(iiY) - A_0(0Y), \quad (5)$$

где b_0 , b_i , b_{ij} , b_{ii} – коэффициенты уравнения; A_0 , A_{0i} , A_i , A_{ij} , A_{ii} – коэффициенты из таблицы 2.19 [4]; $0Y$, iY , ijY , iiY – алгебраические суммы произведений столбцов параметров оптимизации y_i на соответствующие столбцы факторов x_i . Для плана 3×3 коэффициенты соответственно равны: $A_0 = 0,55556$, $A_{01} = A_{02} = 0,33333$, $A_1 = A_2 = 0,16667$, $A_{12} = 0,25$, $A_{11} = A_{22} = 0,50$.

Значимость коэффициентов уравнения проверяли с помощью доверительных интервалов для них по формулам:

$$\Delta b_0 = \pm tS_y \sqrt{A_0}, \quad (6)$$

$$\Delta b_i = \pm tS_y \sqrt{A_i}, \quad (7)$$

$$\Delta b_{ij} = \pm tS_y \sqrt{A_{ij}}, \quad (8)$$

$$\Delta b_{ii} = \pm tS_y \sqrt{A_{ii}}, \quad (9)$$

где Δb_0 , Δb_i , Δb_{ij} , Δb_{ii} – доверительные интервалы, S_y – величина ошибки воспроизводимости, t – табличный критерий Стьюдента (при уровне доверия $\alpha = 0,05$ и степени свободы $f = N - 1$).

В результате обработки результатов эксперимента получены следующие адекватные уравнения:

$$y_1 = 463 + 33x_1 + 59x_2 - 25x_1x_2; \quad (10)$$

$$y_2 = 27,7 - 2,7x_1 - 6,2x_2 + 5,8x_1x_2 + 4,2x_2^2; \quad (11)$$

$$y_3 = 32,5 - 9,3x_1 - 4,0x_2 + 16,8x_1x_2 + 19x_1^2; \quad (12)$$

$$y_4 = 30 + 3,7x_1 - 2,8x_2 + 3,5x_1x_2 + 9x_1^2 + 15,5x_2^2; \quad (13)$$

$$y_5 = 66,8 + 8,8x_1 + 3,3x_2 - 17x_1x_2 - 19,2x_1^2; \quad (14)$$

$$y_6 = 70,3 - 3,7x_1 + 2,8x_2 - 3,5x_1x_2 - 9x_1^2 - 15,5x_2^2; \quad (15)$$

$$y_7 = 0,064 - 0,003x_1 + 0,017x_2 + 0,005x_1x_2 + 0,023x_1^2 - 0,017x_2^2. \quad (16)$$

Эти зависимости представлены в графическом виде на рисунках 1, 2.

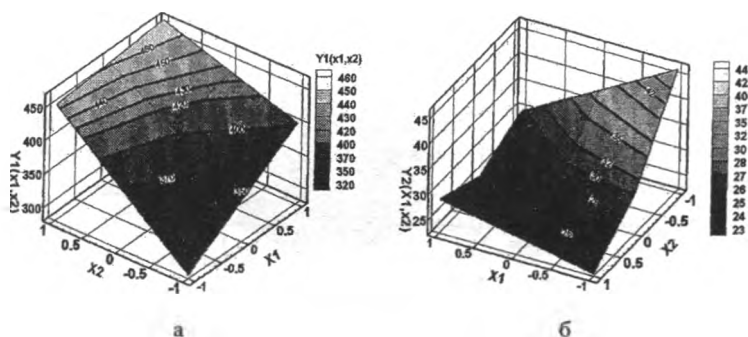
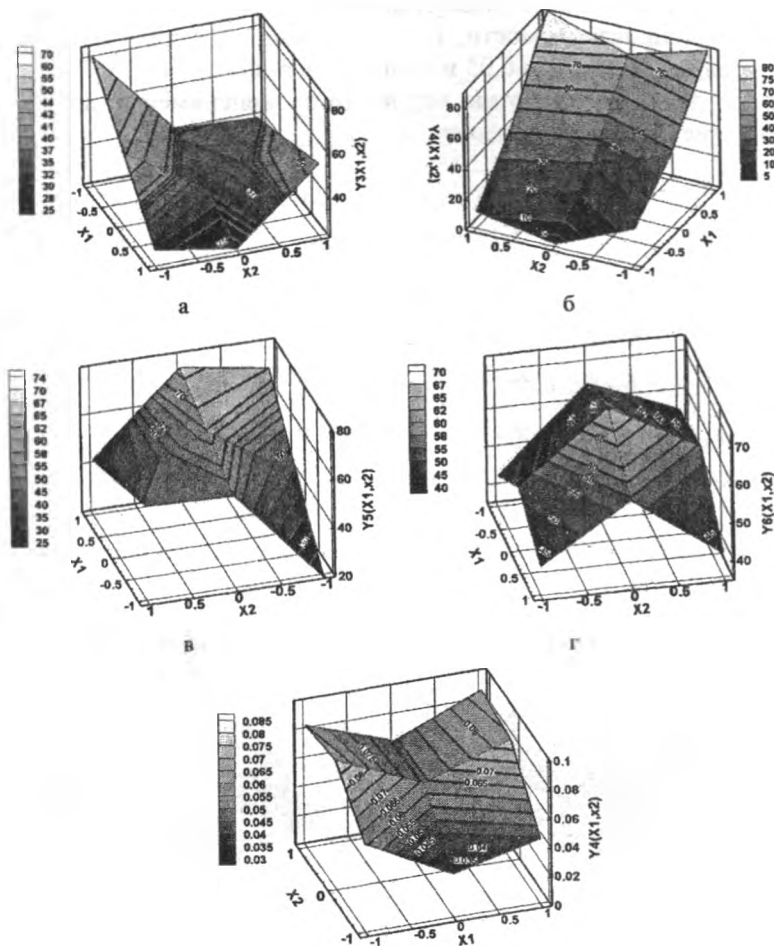


Рисунок 1 – Графическое представление уравнений (10), (11), описывающих изменение: а – твердости (y_1 , HV); б – ударной вязкости KCV (y_2 , кДж/м²) от температуры быстрого повторного нагрева (x_1) при дуговой обработке выше A_{C3} и скорости охлаждения (x_2) сварного соединения



д

Рисунок 2 – Графическое представление уравнений (12)–(16), описывающих изменение относительного количества структурных составляющих в структуре ЗТВ:

после закалки с повторного нагрева при дуговой обработке: а – бейнита (y_3 , об. %); б – мартенсита (y_5 , об. %); д – балла зерна аустенита (y_7 , мм), после первого нагрева при сварке: в – бейнита (y_4 , об. %); г – мартенсита (y_6 , об. %) от температуры быстрого повторного нагрева (x_1) при дуговой обработке выше A_{C3} и скорости охлаждения (x_2) сварного соединения

Анализ этих уравнений показывает, что наибольшее влияние скорость охлаждения (x_2) оказывает на твердость (y_1), ударную вязкость (y_2), относительное количество бейнита (y_4) и мартенсита (y_6) в структуре ЗТВ после первого нагрева при сварке и размер действительного зерна аустенита (y_7). Влияние температуры нагрева (x_1) на эти параметры слабее.

Максимальную величину твердости ($y_1 = 560$ HV) получили при температуре нагрева ($x_1 = 1118$ °C) и скорости охлаждения $W_{6/5}$ уровня +1 ($x_2 = 14$ °C /с), однако ударная вязкость KCV в этом случае будет равна лишь 268 кДж/м² (опыт № 6).

Напротив, максимальная величина упругой вязкости ($y_2 = 488$ кДж/м²) будет в том случае, когда оба фактора находятся на нижних уровнях (температура нагрева $x_1 = 895$ °C и скорость охлаждения $W_{6/5}$ $x_2 = 4$ °C /с).

Минимальный размер зерна ($y_7 = 0,03$ мм) получен при уровнях $X_1 = 0$ и $X_2 = -1$ (при температуре нагрева 1118 °C и скорости охлаждения 4 °C /с).

Можно считать, что при сварке стали 30ХГСА аустенит формируется при температуре 1000–1050 °C и выше, при этом большая часть (около 80 об. %) аустенита ЗТВ подвергается гомогенизации. Сварочный нагрев стали, легированной хромом, кремнием и марганцем, до 1340 °C вызывает собирательную рекристаллизацию аустенита и рост зерна до 0,09 мм. Величина зерна повышается в приведенном примере с повышением температуры цикла сварки (x_1).

При охлаждении со скоростью 4–14 °C/с нагретой до 1150–1340 °C стали она претерпевает бейнитное (при температуре 650–320 °C) и мартенситное (при температуре 350–170 °C) превращение и в ее структуре образуется бейнита 40–70 об. % и мартенсита 30–60 об. %.

Снижение температуры нагрева способствует раннему началу аустенитного превращения, а уменьшение скорости охлаждения приводит к уменьшению относительного количества мартенсита в структуре [3].

Высокая (до 507HV и выше) твердость и крупнозернистость (до 0,09 мм) структуры ЗТВ стали после цикла сварки является причиной низкой ударной вязкости (234–281 кДж/м²), о чем свидетельствуют данные опытов 3, 6, 8 (таблица 1). Критическое для образова-

ния холодных трещин количество мартенсита в структуре ЗТВ (50 об. % и более) наблюдалось на участках, нагретых до 1340 °С и выше ($x_1 = +1$). При меньших температурах нагрева ($x_1 = -1$) количество мартенсита в структуре ЗТВ не достигает критической величины, но влияние двух взаимодействующих факторов (x_1x_2) – температуры нагрева и скорости последующего охлаждения – может быть весьма значительно (см. уравнение (14)).

Между твердостью (y_1 , HV) и ударной вязкостью (y_2 , кДж/м²) установлена корреляционная зависимость, которую можно представить в виде:

$$y_2 = 77,3 - 0,10y_1. \quad (17)$$

Уравнение (17) позволяет на основании измеренного значения твердости рассчитать (прогнозировать) величину ударной вязкости с вероятностью 90 %.

Влияние температуры нагрева на твердость и ударную вязкость повторно закаленного сплава и структуру ЗТВ изучали с помощью полнофакторного эксперимента $N = 2^k$, где N – число опытов; k – число факторов. В качестве факторов были выбраны температура нагрева x_1 (780 и 835 °С) и содержание аустенита в исходной структуре x_2 (40 и 100 % об.). Матрица плана $N = 2^2$ и результаты эксперимента приведены в таблице 2.

Таблица 2 – Матрица плана эксперимента $N = 2^2$ и результаты эксперимента

N	x_1	x_2	x_1x_2	y_1 , HV	y_2 , Дж/см ²
1	–	–	+	275	85,5
2	+	–	–	331	59,8
3	–	+	–	390	82,2
4	+	+	+	280	43,3

В каждой строке приведены данные 3 параллельных опытов ($n = 3$) для определения ошибки воспроизводимости и дисперсии. Статистическую обработку результатов (при ошибке воспроизводимости $S_1 = 16$ HV и $S_2 = 4,3$ кДж/м² проводили по методике [5].

В результате получены адекватные уравнения:

$$y_1 = 319 - 14x_1 + 16x_2 - 42x_1x_2; \quad (18)$$

$$y_2 = 67,7 - 16,2x_1 - 5x_2 - 3,3x_1x_2. \quad (19)$$

Графическое представление уравнений (18), (19) показано на рисунке 3.

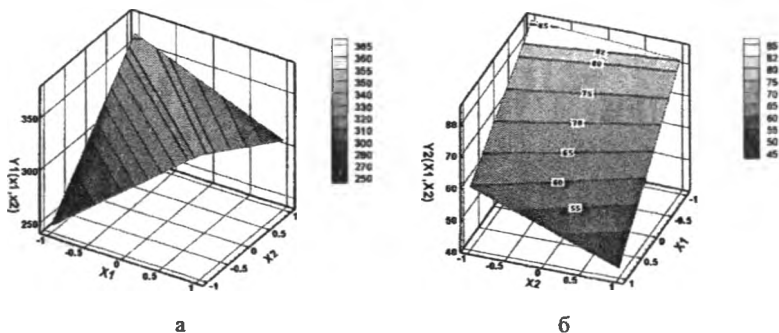


Рисунок 3 – Графическое представление уравнений: а – (18); б – (19)

Из уравнения (18) видно, что оба фактора оказывают примерно одинаковое влияние на твердость и в этом случае особенно велика роль взаимодействия (x_1x_2), коэффициент при котором значительно больше даже суммы коэффициентов (x_1 и x_2). Максимальная твердость 390 HV получена при температуре нагрева 780 °С и 100 % об. аустенита.

На ударную вязкость, как видно из уравнения (19), наибольшее влияние оказывает температура нагрева (x_1). Максимальная величина ударной вязкости 85,5 кДж/м² получена при $x_1 = -1$ и $x_2 = -1$ (при температуре нагрева 780 °С и 40 % об. аустенита в структуре). Впрочем, учитывая ошибку опыта $S_2 = 3,4$ кДж/м², можно отметить, что такой же результат (85,5 кДж/м²) получен при $x_1 = -1$ и $x_2 = +1$ (при температуре нагрева 780 °С и 100 % об. аустенита в структуре, опыт 3).

Таким образом, при температуре нагрева 780 °С и 100 % об. аустенита в структуре получены максимально высокие значения твердости и ударной вязкости. При быстром нагреве до температур межкритического интервала происходит частичная аустенизация,

причем при повышении температуры нагрева от A_{C1} до A_{C3} (таблица 2).

Литература

1. **Перспективы** применения высокопрочных среднелегированных сталей в сварных баллонах высокого давления для автотранспорта / Б.Е. Патон [и др.] // Автомат. сварка. – 1994. – № 3. – С. 4–9.
2. **Особенности** аргонодуговой обработки с подплавлением сварного соединения закаливающейся стали / В.М. Кулик [и др.] // Автомат. сварка. – 2004. – № 3. – С. 19–22.
3. **Оценка** сопротивляемости ЗТВ высокопрочной стали замедленному разрушению с моделированием релаксации напряжений / В.М. Кулик [и др.] // Автомат. сварка. – 2005. – № 4. – С. 19–26.
4. **Вознесенский, В.А.** Статистические методы планирования эксперимента в технико-экономических исследованиях / В.А. Вознесенский. – М.: Финансы и статистика, 1981. – 264 с.
5. **Жарский, И.М.** Планирование и организация эксперимента: Учебное пособие / Б.А. Каледин, И.Ф. Кузьминский; под ред. И.М. Жарского. – Минск: Изд-во БГТУ, 2003. – 179 с.

УДК 669.58

**В.М. КОНСТАНТИНОВ, д-р техн. наук,
И.А. БУЛОЙЧИК (БНТУ)**

АНАЛИЗ СПОСОБОВ ИНТЕНСИФИКАЦИИ ДИФфуЗИОННЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ЦИНКОВАНИИ НА РАЗЛИЧНЫХ СТАДИЯХ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

В связи с постоянным ростом цен на энергоносители перспективу представляют только те технологии цинкования, которые в состоянии обеспечить получение качественной антикоррозионной защиты при минимальных энерго- и ресурсозатратах.

В таблице 1 представлены основные особенности современных технологий термодиффузионного цинкования (ТДЦ).

Таблица 1 – Уровень современных разработок в области термодиффузионного цинкования

Организация-разработчик	Страна	Особенность технологии
Distek	Израиль	Применение смесей без инертных добавок + дополнительная пассивация в растворах ортофосфорных кислот
Levicor	Бельгия	Применение специально разработанных порошков с повышенной проникающей способностью в совокупности с пассивационными растворами
Вика-Гал	Россия	Применение гидротермальнообработанных насыщающих смесей. Реализация принципа высокотемпературного цинкования
Sherardise-UK LTD	Великобритания	Применение дуплекс-систем. Создание многоуровневой защиты с дополнительным нанесением органического фторполимерного покрытия
БНТУ кафедра «Материаловедение в машиностроении»	Беларусь	Реализация принципа восстановительной атмосферы в насыщающем пространстве контейнера при переходе в газовую фазу одного из компонентов насыщающей смеси

Известно, что одним из основных недостатков традиционных процессов химико-термической обработки (ХТО) является их длительность по отношению к общему циклу изготовления изделия [1]. В связи с этим одной из первостепенных задач является сокращение времени формирования покрытия на изделии, то есть интенсификация процессов цинкования. Следует отметить, что к настоящему моменту накоплен определенный опыт по интенсификации процес-

сов ХТО и выделен ряд интенсифицирующих факторов. Однако большинство из них относится к высокотемпературным процессам ХТО, таким, например, как борирование либо хромирование [1–3]. Технологии цинкования являются низкотемпературными процессами ХТО, что изменяет характер воздействия интенсифицирующих факторов. Более того, с учетом снижения активности диффузионных процессов при понижении температуры, а также с учетом ряда технологических особенностей процесса цинкования, изменится и набор интенсифицирующих факторов по сравнению с факторами высокотемпературных процессов ХТО.

При попытке интенсификации процессов ХТО основной упор, как правило, делается на ускорение лимитирующей стадии процесса. В то же время известно [1], что любая из элементарных стадий ХТО может являться лимитирующей, поэтому при изучении влияния различных факторов на ускорение процессов цинкования целесообразно изучить влияние каждого из них на определенные стадии данного вида ХТО в отдельности. Следует учитывать, что на сегодняшний день существует ряд способов нанесения диффузионных защитных цинковых покрытий и в зависимости от того, каким из способов проводится цинкование, стадийность ХТО может несколько изменяться (таблица 2).

Так, для цинкования в расплаве наблюдается отсутствие 1-й стадии ХТО (сам расплав обеспечивает подвод насыщающего элемента к поверхности металла). При цинковании в порошках 1-й стадией ХТО является образование газа-носителя (компоненты), а уже затем посредством диффузии в насыщающей среде осуществляется подвод насыщающего элемента к поверхности металла.

Следует отметить, что традиционно для ускорения подвода атомов цинка к поверхности детали использовали активаторы на основе хлористых соединений (интенсификация стадий 1 и 2). Однако с целью снижения токсического воздействия данных соединений целесообразно исключить применение токсических активаторов при реализации процессов ТДЦ.

При рассмотрении возможности интенсификации первых двух стадий ХТО актуальным является замена традиционных активаторов комплексами неорганических и органических веществ, которые при рабочих температурах разлагаются, активируя атомы цинка и способствуя увеличению скорости насыщения поверхности сталь-

ных изделий. Летучие компоненты активатора могут образовывать с испарившимися атомами цинка комплексы, связанные силами Ван-дер-Ваальса. Эти комплексы, обладая значительной подвижностью, перемещаются в пространстве контейнера, входят в соприкосновение с поверхностью детали и адсорбируются на ней, тем самым повышая концентрацию атомов цинка в поверхностной зоне насыщаемой детали.

Таблица 2 – Анализ элементарных стадий ХТО с учетом процессов, протекающих при термодиффузионном цинковании

Стадия ХТО	Место реализации стадии	Парофазовый способ	Парогазовый способ
1. Реакции в реакционной среде. Образование компоненты, осуществляющей массоперенос диффундирующего элемента.	Реакционное пространство, окружающее изделие	Испарение цинка. Формирование паровой фазы необходимого давления. Диффузия атомов цинка к поверхности металла	Испарение цинка, диссоциация активирующих добавок, формирование восстановительной атмосферы, взаимодействие паров цинка с активирующими элементами
2. Диффузия в реакционной среде. Подвод насыщающего элемента к поверхности металла			Диффузия активированных соединений цинка (например, $ZnCl_2$) к поверхности металла.
3. Реакции на границе раздела фаз. Адсорбция, хемосорбция активных атомов или молекул легирующего элемента насыщаемой поверхностью	На границе раздела «насыщающая среда – обрабатываемая поверхность»	Адсорбция атомов цинка металлической поверхностью	Распад активированных соединений цинка. Например, $ZnCl_2 + Fe \rightarrow FeCl_2 + Zn$. Восстановление оксидов с насыщаемой поверхностью
4. Диффузия в металле	В поверхностной зоне металла	Взаимная диффузия атомов цинка и железа с формированием интерметаллидных фаз диффузионного слоя	Взаимная диффузия атомов цинка и железа с формированием интерметаллидных фаз диффузионного слоя
5. Реакции в металле образование твердых растворов, химических соединений			

Одним из основных факторов, определяющим скорость протекания диффузионных процессов при ТДЦ, является давление паров

цинка в реакционном пространстве контейнера. Повышение давления паров цинка может быть достигнуто за счет увеличения температуры цинкования, что, в свою очередь, может привести к оплавлению насыщающей смеси. Следует, однако, учесть, что при одинаковом значении давления паров цинка процесс диффузионного насыщения будет идти активнее в реакционном пространстве с меньшим содержанием кислорода. Удаление кислорода из рабочего пространства печи, а также предотвращение окисления насыщаемой детали в процессе цинкования является актуальной задачей при реализации способов интенсификации диффузионных процессов. Применение систем вакуумирования позволяет удалять кислород из рабочего пространства печи, повышая таким образом диффузионную активность атомов. Следует отметить, что при определенном давлении и температуре во время взаимодействия паров воды с оксидами железа по реакции $\text{Fe} + \text{H}_2\text{O} = \text{FeO} + \text{H}_2$ (химическое восстановление воды с выделением водорода) за счет выделившегося из воды водорода происходит восстановление оксидов с поверхности деталей, что существенно ускоряет диффузию цинка (при этом фактически создается восстановительная атмосфера). Аналогично будет взаимодействовать с железом и CO_2 , образуя FeO и CO . Добавление воды либо углекислых солей в реакционное пространство активизирует восстановительные процессы, снижая влияние кислорода на насыщаемую поверхность, тем самым обеспечивая ускорение 3-й стадии ХТО.

При изучении интенсификации процессов цинкования следует рассмотреть воздействие такого фактора, как «изменение скорости движения насыщающей среды (в том числе динамические, псевдокипящие среды)». По данным литературных источников [4, 5] применение псевдокипящих сред для получения защитных коррозионностойких покрытий на основе цинка позволяет повысить скорость формирования диффузионного слоя за счет более интенсивного подвода атомов цинка к насыщаемой поверхности. При реализации процессов ТДЦ следует рассмотреть возможность повышения скорости вращения контейнера при цинковании мелких изделий в контейнерах небольшой емкости. С учетом стадий ХТО, представленных в таблице 2, оба процесса идут одинаково. Разница заключается в скорости прохождения определенной стадии ХТО. Можно предположить, что первые две стадии, связанные с процессами

образования насыщающей компоненты и ее подвода к поверхности насыщаемого изделия для процесса термодиффузионного цинкования во вращающемся контейнере, будут значительно ускорены за счет механического взаимодействия порошка цинка между собой и с поверхностью насыщаемой детали.

Среди факторов физического воздействия особый интерес представляет использование индукционного нагрева для длинномерных изделий, как в качестве предварительного нагрева изделия перед нанесением цинка с целью активации поверхности, так и в качестве окончательной термообработки (после нанесения цинка) с целью формирования диффузионного слоя.

Повысить активность протекания 4-й и 5-й стадий ХТО (таблица 2) при процессах ТДЦ возможно созданием напряженного состояния в поверхностной зоне детали, что особенно актуально при цинковании длинномерных изделий, а также с применением ультразвукового облучения, что может быть актуальным при цинковании в контейнерах с небольшим объемом. При рассмотрении возможных способов интенсификации ТДЦ актуальным является использование рекристаллизационных процессов, имеющих место при нагреве деформированного металла. С учетом температур рекристаллизации для ряда конструкционных и строительных сталей порядка 450–600 °С существует объективная возможность интенсификации диффузионных процессов за счет протекания начальных стадий рекристаллизации. В частности, процессов полигонизации и первичной рекристаллизации (формирование мелкозернистых структур), протекающих при температурах порядка 350–450 °С, что уже сопоставимо с температурами термодиффузионного цинкования.

Рассматривая основные стадии химико-термической обработки в сопоставлении с интенсифицирующими факторами для процесса ТДЦ, следует отметить, что актуальным является ускорение именно первых 3-х стадий ХТО. С учетом того, что процессы цинкования относятся к низкотемпературным типам ХТО, возможность влияния на диффузионную подвижность атомов в твердом теле (металле) на стадии 4 и 5 ограничена. В связи с этим, суммарный положительный эффект от ускорения первых 3-х стадий ХТО будет значительно выше по сравнению с попытками интенсификации диффузионных процессов в металлической основе.

Реализация представленных способов интенсификации диффузионных процессов цинкования позволит сократить время обработки изделия, а также снизить энергозатраты при реализации данных процессов в производственных условиях.

Литература

1. **Ворошнин, Л.Г.** Теория и практика получения защитных покрытий с помощью ХТО / Л.Г. Ворошнин, Ф.И. Пантелеенко, В.М. Константинов. – Минск: ФТИ; Новополоцк: ПГУ, 2001. – 148 с.
2. **Пантелеенко, Ф.И.** О классификации способов интенсификации процессов химико-термической обработки металлов и сплавов / Ф.И. Пантелеенко, Л.С. Ляхович, Б.С. Кухарев // *Металлургия: Республ. межведом. сб. науч. тр.* – Минск, 1980. – Вып. 14. – С. 5–6.
3. **Пантелеенко, Ф.И.** Интенсификация диффузионного хромирования углеродистых сталей / Ф.И. Пантелеенко // *Металлургия: Республ. межведом. сб. науч. тр.* – Минск, 1980. – Вып. 14. – С. 7–8.
4. **Баландин, Ю.А.** Диффузионное комплексное цинкование в виброкипящем слое как способ повышения коррозионной стойкости деталей машин / Ю.А. Баландин, А.С. Колпаков, Е.В. Жаров // *Автомобильная промышленность.* – 2006. – № 11. – С. 31–32.
5. **Баландин, Ю.А.** Диффузионное многокомпонентное цинкование стали 40Х в виброкипящем слое / Ю.А. Баландин, А.С. Колпаков, Е.В. Жарков // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2009. – № 1. – С. 46–49.

УДК 621.7

В.М. КОНСТАНТИНОВ, д-р техн. наук,
Г.А. ТКАЧЕНКО, канд. техн. наук (БНТУ)

АНАЛИЗ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ И ИЗМЕНЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛЕЙ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ

Широко используемые процессы термической и химико-термической обработки металлов и сплавов, основанные на однократном нагреве и охлаждении, наиболее распространены в про-

мышленном производстве. Процессы цементации, азотирования, закалки и отпуска к настоящему времени достаточно изучены, отработаны и обеспечивают требуемые окончательные свойства сплава. Вместе с тем, недостатком стационарных процессов является их ограниченное влияние на микро- и субструктуру материала, а, следовательно, на комплекс эксплуатационных свойств готового изделия. В связи с этим в настоящее время активно проводятся исследования по структурообразованию сталей и цветных сплавов в условиях циклической химико-термической и термической обработки.

Процесс термоциклирования основан на чередовании стадий нагрева и охлаждения, которые могут повторяться с разной интенсивностью в количестве от двух и более раз. Основными параметрами термоциклической обработки являются скорость нагрева и охлаждения, интервал температур, в которых осуществляется процесс. Применительно к сталям, циклический нагрев можно проводить с полной фазовой перекристаллизацией или с неполным превращением ферритоперлитной структуры в аустенит. Схема с полной фазовой перекристаллизацией основана на протекании полиморфной реакции образования аустенита из феррита, а также диффузионном превращении перлита в аустенит на стадии нагрева. Стадия охлаждения заключается в снижении температуры до полного распада аустенита на ферритокарбидную смесь (рисунок 1). Схема термоциклирования целесообразна для получения мелкого (10–13 баллов) действительного зерна аустенита и применима к доэвтектоидным сталям [1–5].

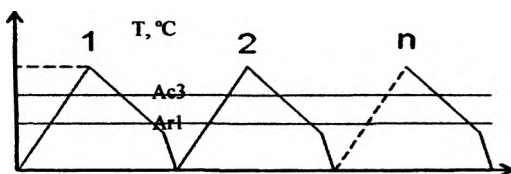


Рисунок 1 – Схема термоциклической обработки (ТЦО) с полной фазовой перекристаллизацией

Термоциклирование выше критической точки Ac_1 и охлаждение ниже точки Ar_1 эффективно для заэвтектоидных сталей. Такой нагрев обеспечивает неполное растворение вторичных карбидов, что

способствует получению мелкозернистого аустенита и исключает рост зерна (в случае изотермической выдержки). В силу специфики процессов структурообразования (фазовый наклеп, напряжения, неполная растворимость карбидов, неоднородность аустенита), карбидная составляющая стали претерпевает процесс измельчения и сфероидизации [1–5]. Дозвтектоидные стали при циклическом нагреве с неполным превращением испытывают большие внутренние напряжения (рекристаллизация зерен проходит не полностью), требуется большее число циклов для формирования мелкого зерна (в процесс не задействовано превращение феррита в аустенит).

Скорость нагрева является определяющим фактором, оказывающим влияние на эффективность циклической обработки сталей. Известно [1], что чем выше скорость нагрева, тем мельче формируется аустенитное зерно, поэтому число циклов может быть сокращено. Скорость на стадии охлаждения должна быть такой, чтобы исключать мартенситное, бейнитное превращение. Распад аустенита должен всегда завершаться образованием ферритокарбидной смеси. Слишком медленное охлаждение (большая садка) может привести к неравномерному увеличению зерен аустенита. Быстрое снижение температуры сохранит мелкозернистую структуру, но при этом фазовые напряжения, возникающие при нагреве, будут наследоваться, накапливаться от цикла к циклу. В результате мелкозернистая структура будет наклепана и металл упрочнится, что при определенных условиях может привести к снижению ударной вязкости.

Термоциклирование может быть применено для сплавов, где нет полиморфных превращений. Нагрев до температур максимальной растворимости элементов, а затем ускоренное охлаждение приводит к фиксации высокотемпературного состояния. Это сказывается на изменении химического состава фаз, начале и окончании превращений. Изменение растворимости элементов достаточно для проведения циклического нагрева, обеспечивающего улучшение зеренной структуры [1, 2].

Авторами [3, 4] разработана технология термоциклического упрочнения инструментальных сталей при нагреве в соляных печах. Рассмотрено структурообразование инструментальных сталей марок У10А, Х12Ф1, 5ХНМ, для которых применено термоциклирование с неполным фазовым превращением. На углеродистых и легированных инструментальных сталях удалось повысить ударную

вязкость хрупкой мартенситной структуры при сохранении высокой твердости и прочности. На стали марки У8 после закалки и низкого отпуска формировалась структура мартенсита отпуска с твердостью 60 HRC и ударной вязкостью 12 Дж/см², после предварительного термоциклирования твердость сохранилась, а работа по разрушению образца повысилась до 30 Дж/см².

Повышение свойств обусловлено измельчением зерна аустенита. Чередование процессов растворения и выделения углерода между ферритокарбидной смесью и аустенитом способствует возможности протекания коагуляции и сфероидизации частиц избыточных фаз (сульфидов, фосфидов), что уменьшает вредное влияние этих примесей. Установлено, что циклический нагрев оказывает существенное влияние на структурное состояние карбидов. Из непрерывной сетки пластинчатого строения образуются изолированные дисперсные карбиды глобулярной формы, располагающиеся как по границам, так и внутри зерен.

Экспериментально было установлено, что повышение ударной вязкости стали X12Ф1 наблюдается уже после двух термоциклов. Закалка и низкий отпуск обеспечивают твердость 60 HRC и ударную вязкость 14 Дж/см², циклические фазовые превращения обеспечивают прирост вязкости до 33 Дж/см².

Рентгеноструктурные исследования показали, что мартенсит имеет меньшую степень тетрагональности, что объясняется снижением концентрации углерода в нем при ТЦО. Уменьшение интенсивности пиков на рентгенограмме от углов существования карбидов хрома и молибдена свидетельствует об измельчении и равномерном распределении карбидов по стали. Дополнительно отмечено измельчение зерна аустенита, что привело к мелкодисперсному мартенситу.

Технология печного термоциклического нагрева была разработана для различного рода инструментов: фрез, резцов, холодноштампового инструмента. Преимущества данной технологии перед поверхностным упрочнением (лазерная закалка, наплавка, покрытия) заключаются в объемном упрочнении, высокой ударной вязкости. Это позволяет многократно перетачивать инструмент и повышать его надежность.

В работах [3, 4] приведены результаты исследований морфологии борированных слоев, сформированных на углеродистых и леги-

рованных инструментальных сталях в условиях циклического и стационарного нагрева. Технология борирования заключалась в диффузионном насыщении из паст (состав B_4C , графит, бентонит, NaF). Стационарный режим насыщения проводили при температуре $970^\circ C$ с выдержкой в течение 2 ч. Во втором случае схема обработки состояла из четырех циклов в диапазоне температур $970-730^\circ C$. Время циклирования составляло 2 ч.

Установлено, что циклический нагрев приводит к увеличению толщины слоя до 80 % на углеродистых и 20 % на легированных сталях. Фазовый состав слоев, полученных в разных условиях, не отличался. Основные фазы в слое – это Fe_2B и FeB . Морфология сформированных слоев отличалась более разветвленными иглами бористых фаз. При циклическом нагреве толщина переходной зоны более чем в 1,5 раза превосходит зону, полученную в стационарном режиме. Термоциклирование привело к существенным качественным изменениям переходной зоны. В образцах на глубине 2,5 мм от поверхности присутствуют два карбоборида $Fe_3(C, B)$ и $Fe_{23}(C, B)_6$, что свидетельствует о значительной диффузионной подвижности атомов бора в процессе термоциклического нагрева. Основной причиной интенсификации является развитая граничная область. Способ термоциклического борирования был применен для упрочнения штампового и режущего инструмента из углеродистых и легированных сталей.

В работе [5] были выполнены исследования, направленные на изучение влияния различных режимов термоциклической обработки с печным нагревом на структурообразование диффузионных слоев при цементации и азотировании.

Основные результаты заключаются в установлении и обосновании новых режимов термоциклической обработки. При цементации конструкционных сталей (20, 20X, 20ХН и др.) в интервале температур $600-950^\circ C$ за равное время насыщения толщина цементованного слоя при ХТЦО в 2,0–2,5 раза больше, чем при изотермическом режиме. При этом установлено отсутствие дефектов слоя (цементитной сетки, структурно свободного феррита), имеющих место при изотермической цементации. Азотирование конструкционных сталей (40X, 20ХН3А и др.) в интервале температур $300-600^\circ C$ приводит к сокращению продолжительности диффузионного насыщения в 8–10 раз по сравнению с изотермическим азо-

тированием. Металлографически установлено отсутствие хрупкой составляющей ϵ -фазы и нитридной сетки по границам зерен.

Расчет параметров диффузии углерода и никеля и анализ их температурных зависимостей для различных структурно-фазовых состояний стали и различных режимов химико-термоциклической обработки (ХТЦО) позволили установить, что эффективный коэффициент диффузии углерода в стали 20 составляет $(1,7-2,5) \cdot 10^{-7} \text{ см}^2/\text{с}$. Это в 3 раза выше, чем при изотермической цементации сталей.

Циклический нагрев в сталях вызывает внутренние (структурные, фазовые и температурные) напряжения, релаксация которых приводит к локальной межзеренной микропластической деформации при одновременном сохранении стабильности размеров образцов и деталей. Установлено, что для термоциклированных сталей свойственны более высокая скорость и большая степень релаксации напряжений, чем для закаленных и нормализованных: наиболее активный характер релаксации напряжений наблюдается при $750-800^\circ\text{C}$, когда релаксирует до 96 % напряжений в течение 3 мин.

Разработана эффективная технология химико-термоциклической обработки сталей, включающая операции термоциклического воздействия и диффузионного насыщения в едином процессе. Оптимальными режимами операций являются: предварительная ТЦО в интервале температур на $30-50^\circ\text{C}$ выше A_{c1} и ниже A_{r1} , скорости нагрева и охлаждения $2-5^\circ\text{C}/\text{с}$ при числе термоциклов 3–5, затем диффузионное насыщение углеродом в интервале на температур 100°C выше A_{c3} , окончательная ТЦО по режиму аналогично предварительной.

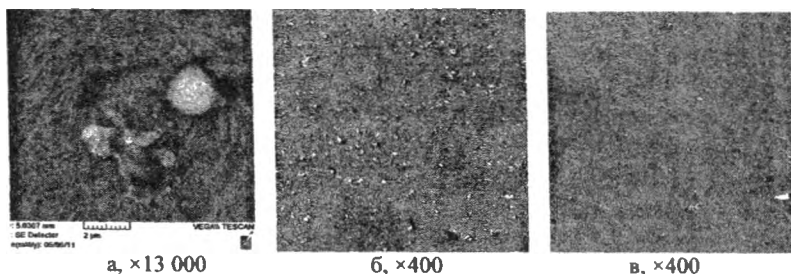
Традиционная термоциклическая обработка с печным нагревом направлена на измельчение зерна стали и не имеет ограничений по количеству циклов. Мелкодисперсное строение получают многократными фазовыми превращениями ферритоперлитной структуры в аустенит с последующим распадом в ферритокарбидную смесь. Чем больше количество превращений, тем выше дисперсность конечной структуры.

При изучении структурообразования при индукционном циклическом нагреве было установлено, что индукционная ТЦО (4 и более циклов) измельчает перегретую структуру 5 баллов до 9 (сталь 20) и 13 (сталь 40Х) баллов. Однако из-за объемных полиморфных превращений происходит накопление напряжений второго рода, которые вызывают микропластическую деформацию зе-

рен, сопровождающуюся рекристаллизацией на поверхности и в сердцевине стального образца [6–8].

Влияние термоциклического индукционного нагрева на структурообразование диффузионных слоев было рассмотрено на сталях 40X, 65Г, подвергнутых предварительной нитроцементации при 850 °С в течение 7 ч. В работе было установлено, что циклический индукционный нагрев с полными фазовыми превращениями позволяет получить в диффузионном слое мелкоиглочатый мартенсит с длиной наибольших игл 4–8 мкм, а в сердцевине стального образца – 8–12 мкм. Это сопровождается повышением твердости слоя и увеличением ударной вязкости [8].

Новой важной особенностью структурообразования диффузионных слоев стало то, что циклический нагрев оказывает существенное влияние на форму, размеры и количества цементитной фазы. При многократных фазовых превращениях, сопровождаемых растворением и выделением цементита, в высокоуглеродистом аустените происходят процессы перераспределения углерода и выделения цементита во время охлаждения. При повторном нагреве выделившиеся частицы цементита практически не растворяются при максимальной температуре, так как скорость нагрева высока и времени для их растворения недостаточно. В результате площадь цементитной фазы в диффузионном слое заметно больше (4 цикла), нежели в нитроцементованном слое после стационарного режима насыщения. Наименьший размер цементитных включений составил 2 мкм (рисунок 2)



а, б – циклическая ТО, закалка; в – закалка, низкий отпуск
Рисунок 2 – Электронная сканирующая микроскопия диффузионного слоя стали 40X

Технология индукционной термоциклической обработки разработана для упрочнения деталей почвообрабатывающих машин, от которых требуется высокая вязкость в сочетании с максимальной твердостью.

Выводы

Наиболее общие результаты, достигнутые к настоящему времени в ходе изучения термоциклического нагрева сталей, заключаются в следующем:

- циклический нагрев от 2 и более циклов вызывает измельчение микроструктуры и фаз;
- наблюдается повышение ударной вязкости хрупкой структуры – мартенсита, сформированной на стали с любым количеством углерода;
- наблюдается эффективная сфероидизация и измельчение карбидной фазы;
- мелкодисперсная структура повышает твердость;
- многократные фазовые превращения при химико-термической обработке способствуют повышению скорости насыщения;
- продолжительность процесса борирования и цементации сокращается в 2–3 раза по сравнению со стационарным режимом;
- диффузионные слои не имеют дефектов, наблюдаемых при традиционных способах насыщения.

Особенности индукционного циклического нагрева заключаются в следующем:

- циклический индукционный нагрев (30–40 °C/с) до 4 циклов измельчает структуру, а большее число циклов приводит к микропластической деформации зерен, в которых протекает рекристаллизация, сопровождаемая разнотерностью;
- благодаря высокой скорости нагрева измельчение перегретой структуры с 5 до 13 баллов происходит за 1–3 цикла, при печном нагреве требуется от 4 и более циклов;
- скоростной многократный нагрев приводит к повышению количества карбидной составляющей диффузионного нитроцементованного слоя до 1,5 раз. Наибольшая дисперсность карбидной фазы составила 2 мкм.

Литература

1. Федюкин, В.К. Термоциклическая обработка металлов и деталей машин / В.К. Федюкин, М.Е. Смагоринский. – Л.: Знание, 1989. – 241 с.
2. Тихонов, А.С. Термоциклическая обработка сталей, сплавов и композиционных материалов / А.С. Тихонов, В.В. Белов. – М.: Наука, 1984. – 168 с.
3. Гурьев, А.М. Термоциклическое и химико-термоциклическое упрочнение сталей / А.М. Гурьев, Л.Г. Ворошнин, Ю.П. Хараев // Ползуновский вестник. – 2005. – № 2, ч. 2. – С. 36–44.
4. Гурьев, А.М. Циклическое тепловое воздействие при ТО и ХТО инструментальных сталей / А.М. Гурьев, Л.Г. Ворошнин // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – Барнаул : АГТУ, 2005. – № 3. – С. 37–46.
5. Забелин, С.Ф. Основы технологии и кинетической теории процессов диффузионного насыщения сталей в условиях термоциклического воздействия на материал : дис. ... д-ра техн. наук : 05.16.01 / С.Ф. Забелин. – Чита, 2004. – 254 с.
6. Константинов, В.М. Образование структуры рекристаллизации при термоциклической обработке конструкционных сталей / Константинов В.М., Ткаченко Г.А. // Проблемы и перспективы развития литейного, сварочного и кузнечно-штамповочного производств : материалы X Междунар. научн.-практ. конф., Барнаул, 19–20 ноября 2009 г. / АлтГТУ ; рекол.: А.М. Гурьев [и др.]. – Барнаул, 2009. – С. 61–65.
7. Константинов, В.М. Циклическое воздействие индукционных токов на конструкционную сталь при цементации / Константинов В.М., Ткаченко Г.А. // Энергоэффективные электротехнологии : материалы Междунар. молодежн. форума, 19–23 сентября 2011, г. Санкт-Петербург / СПбГЭТУ «ЛЭТИ». – СПб, 2011. – С. 21–25
8. Ткаченко, Г.А. Конструкционная прочность и структурообразование углеродистых сталей при термоциклической обработке / Ткаченко Г.А. // Металлургия: Республ. межведом. сб. науч. тр.: в 2 ч. – Минск: БНТУ, 2011. – Вып. 33, ч. 2. – С. 119–133.

**И.В. МУРАШОВА,
С.О. СЕЛИФАНОВ,
И.Л. ПОБОЛЬ, д-р техн. наук (ФТИ НАН Беларуси)**

МЕТОДЫ ОЦЕНКИ КАЧЕСТВА РЕЖУЩИХ КРОМОК СТАЛЬНОГО И ТВЕРДОСПЛАВНОГО ИНСТРУМЕНТА

Введение. Обработка материалов из древесины существенно отличается от обработки металлов и их сплавов. Главной особенностью этого процесса является статическое и динамическое нагружение обрабатываемых поверхностей инструмента, в частности его режущих кромок, повышенные температуры и влажность, абразивное и химическое воздействие, высокая степень цикличности. Все это вызывает повышенный износ и коррозионное разрушение режущих элементов инструмента.

Целью работы является изучение механических свойств инструмента, исследование путей повышения ресурса его работы, оценка качества резания и износа инструмента с использованием экспресс-методики.

Методики исследования. В качестве инструмента для упрочнения использовались твердосплавные режущие пластины марки T04F производства «Leuco» (Германия) со средней величиной зерна WC 0,5–0,8 мкм размером 20–60×12×1,5 мм и стальной деревообрабатывающий инструмент различной геометрии производства ОАО «Станкозавод «Красный борец»» (г. Орша). Упрочнение поверхности инструмента осуществлялось на вакуумно-плазменной установке УВНИПА-1-001 посредством нанесения на поверхность инструмента упрочняющих износостойких наноструктурных покрытий на основе тугоплавких металлов. При этом использовался метод катодного вакуумно-дугового осаждения покрытий системы Ti-Ti_xN_y из ускоренных потоков плазмы титана в среде реакционно-способного азота.

Микротвердость измерялась на микротвердомере Struers Duramin с использованием нагрузки 0,1–1 Н. Измерения шероховатости проводились на профилометре модели 296.

Исследования триботехнических характеристик инструмента проводились на трибометре возвратно-поступательного типа, пара трения: сталь шарик 4 мм (сфера) – плоскость ножа, приложенная нагрузка составляла 1 Н; длина хода (трека) – 3 мм, линейная скорость – 4 мм/с, индентор – сталь ШХ-15.

Производственные испытания стойкости твердосплавных режущих пластин выполнялись в ОАО «Барановичдрев» на обрабатывающем центре с ЧПУ «Rover-B4». С использованием пластин осуществлялась черновая обработка кромок дверей из сосны и ели. Скорость резания составляла 9000 об/мин.

Испытания деревообрабатывающего инструмента из стали Р6М5 проводились в ОАО «Лагуна». Скорость резания составляла 8600–9400 об/мин. В качестве материала для резания использовались заготовки из ясеня.

Появление и дальнейшее образование заусенцев на заготовках деревянных изделий при их обработке и являются критериями износа указанного выше инструмента в процессе его эксплуатации.

Результаты исследований. Исследованы трибологические характеристики инструмента с покрытиями. Измерения коэффициентов трения поверхности ножей показали, что для стального неупрочненного инструмента он находится на уровне 0,7–0,8; для твердосплавных пластин без покрытий составляет 0,4–0,5. Значения коэффициентов трения для упрочненных стальных ножей и твердосплавных пластин составляют соответственно 0,5–0,6 и 0,2.

Рельеф поверхности кромок инструмента (как стального, так и твердосплавного) в исходном состоянии «ребристый» (с перепадом высот 1–4 мкм), что связано с заточкой инструмента. После нанесения покрытий поверхность инструмента сохраняет рельеф заточки, при этом толщина покрытий составляет 2–4 мкм.

На рисунке 1, а представлен внешний вид твердосплавных пластин. После нанесения покрытий проведены исследования их механических характеристик. Установлено, что значения микротвердости поверхности пластин возрастают: в исходном состоянии она составляет 2075–2160 НV, после нанесения покрытий возрастает до 2610 НV.

Упрочненные пластины устанавливались на концевые четырехпозиционные фрезы для черновой обработки кромок изделий (рисунк 1, б). В ходе проведения промышленных испытаний установ-

лено, что с помощью инструмента с покрытиями системы $Ti-Ti_xN_y$ были обработаны кромки 540 дверных блоков (3240 п.м). При этом ресурс работы неупрочненных режущих пластин составляет 100 дверных блоков (600 п.м).

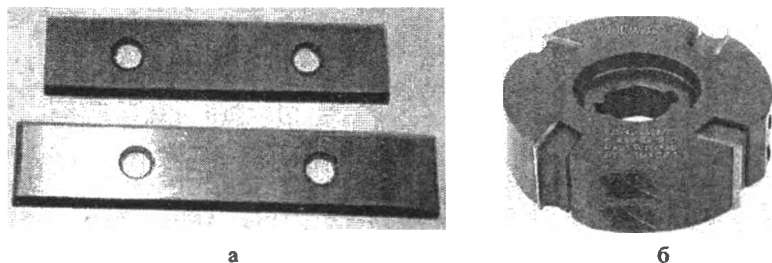


Рисунок 1 – Внешний вид твердосплавного упрочняемого инструмента (а);
концевая 4-х позиционная фреза для черновой обработки кромок изделия (б)

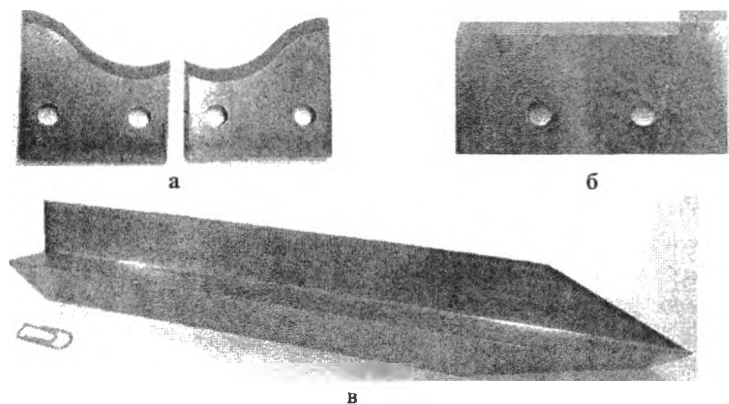
Таким образом, в ходе испытаний выявлено, что стойкость твердосплавного режущего инструмента, на поверхность которого нанесены упрочняющие износостойкие наноструктурные покрытия системы $Ti-Ti_xN_y$, в 5,4 раза выше, чем у режущих пластин, не подвергнутых упрочнению. Достоверность проведенных исследований подтверждена актами испытаний.

Также были проведены исследования состояния кромок твердосплавных пластин до и после резания. Установлено, что радиусы скруглений режущих кромок ножей без покрытий находятся в интервале 4–9 мкм, после нанесения упрочняющих слоев – 5–8 мкм. После проведения промышленных испытаний зафиксировано увеличение радиусов скруглений кромок до 20–50 мкм для инструмента без покрытий, и 15–25 мкм для пластин со слоями $Ti-Ti_xN_y$.

Внешний вид стальных ножей представлен на рисунке 2. В таблице 1 приведены результаты испытаний упрочненного инструмента при обработке заготовок мебели. Из результатов испытаний видно, что использование упрочненного инструмента позволяет повысить стойкость инструмента соответственно в 1,82 (нож «релотти»), в 1,93 (нож «дефлектор») и 1,2 раза (нож для обработки пазов).

Исследования характера износа режущих кромок стальных ножей показали, что после заточки значения радиусов кромок находятся в интервале 5,2–15,2 мкм для ножа «дефлектор», 3–19 мкм –

для ножа «релотти» и 2,8–12,8 мкм – для пазового ножа. В процессе работы инструмента наблюдается истирание кромки, при этом износ – равномерный, сколы отсутствуют. В процессе эксплуатации на поверхности дефлекторов образовалась темная кромка, что, очевидно, связано с перегревом инструмента в процессе работы. Однако, это не вызывало ухудшения качества обрабатываемой поверхности. После исчерпания ресурса работы инструмента радиусы скруглений режущих кромок ножей находились в следующих интервалах: 18–40 мкм – для ножа «дефлектор», 19–40 мкм – для ножа «релотти» и 5,2–24 мкм – для пазового ножа. Согласно существующим литературным данным, рабочее состояние деревообрабатывающих ножей обеспечивается, если радиус скруглений составляет менее 25 мкм.



а – «релотти»; б – «дефлектор»; в – для обработки пазов
Рисунок 2 – Внешний вид ножей

Таблица 1 – Результаты испытаний инструмента при обработке заготовок из ясеня

Вид инструмента	Стойкость, шт.	
	без покрытия	с покрытием $Ti-Ti_xN_y$
нож «релотти»	900	1635
нож «дефлектор»	650	1253
нож для обработки пазов	250	300

Таким образом, в ходе проведенных исследований установлено, что нанесение на поверхность твердосплавного и стального деревообрабатывающего инструмента упрочняющих износостойких наноструктурных покрытий обеспечивает «сглаживание» поверхности инструмента, повышает ее микротвердость, обеспечивает высокое качество обработки благодаря оптимальным значениям радиусов скруглений режущих кромок и, в целом, позволяет значительно повысить ресурс его работы.

УДК 674.055

**И.В. МУРАШОВА,
С.О. СЕЛИФАНОВ,
И.Л. ПОБОЛЬ, д-р техн. наук (ФТИ НАН Беларуси),
Ю.В. СОКОЛОВ, д-р техн. наук (БНТУ)**

ИССЛЕДОВАНИЕ ХАРАКТЕРА ИЗНАШИВАНИЯ ТВЕРДОСПЛАВНОГО ИНСТРУМЕНТА С УПРОЧНЯЮЩИМИ ПОКРЫТИЯМИ*

Введение. Использование древесины как конструкционного материала обусловлено достаточно высокой механической прочностью, небольшой объемной массой и высокой удельной прочностью, хорошей сопротивляемостью ударным и вибрационным нагрузкам. В различных отраслях промышленности древесина используется как в натуральном виде, так и в виде разнообразных древесных материалов.

Учитывая особенности структурного состава материалов и разнообразие конфигураций изделий, в мебельной и деревообрабатывающей промышленности широкое применение находит концевой фрезерный инструмент. В сборных фрезах применяют механически закрепляемые неперетачиваемые сменные пластинки, изготовленные из быстрорежущих сталей, твердого сплава или поликристаллического алмаза.

*В проведении исследований МРСА принимала участие ведущий инженер БГУ, канд. физико-математических наук Гусакова С.В.

Преимуществом инструмента, изготовленного из быстрорежущих сталей, является его относительно низкая стоимость, возможность варьирования геометрией инструмента и возможность его переточки. Однако существенным недостатком является низкий ресурс работы.

Инструмент, изготовленный из композита на основе карбида вольфрама, получает в настоящее время все более широкое распространение. Структура материала представлена частицами карбида вольфрама, равномерно распределенными по сечению инструмента, и кобальтовой связкой. Механические свойства материала напрямую зависят от количества и размеров карбидной фазы.

Поликристаллический алмазный инструмент представляет собой слоеную структуру, полученную путем синтеза искусственных кристаллов алмаза различной ориентации на поверхности пластин из WC или TiC. Такой инструмент отличается высокой стоимостью.

Целью работы является исследование морфологии поверхности твердосплавного деревообрабатывающего инструмента, оценка характера износа ножей при резании древесины и древесных композитов.

Методики исследования. Предметом исследований являются твердосплавные режущие пластины производства «Leuco» (Германия), «Faba» (Польша), «Italtrade» (Италия) размером 20–60×12×1,5 мм без покрытия и упрочненные методом катодно-дугового осаждения в вакууме из ускоренных потоков плазмы на установке типа УВНИПА-1-001 покрытиями систем Ti–TiN, ZrCN и алмазоподобным углеродом (C).

Структуру образцов изучали на металлографическом оптическом микроскопе МГК-1 при увеличении от 100 до 500. Микрорентгеноспектальный анализ (МРСА) образцов проводился на рентгеновском микроанализаторе LEO 1455VP/«Cambridge Instruments» с энергодисперсионным детектором «Röntec». Энергодисперсионный анализ осуществляли на рентгеновском микроанализаторе Genesis 2000 с энергодисперсионным литий-кремниевым детектором FEI515.

Производственные испытания стойкости инструмента производства «Leuco» и «Italtrade» выполнялись на предприятии ОАО «Барановичдрев» (г. Барановичи), «Faba» – в СП «SoftForm» (г. Минск) на обрабатывающих центрах с ЧПУ. С использованием

упрочненного инструмента проводили черновую обработку кромок дверей из сосны и ели (ОАО «Барановичдрев») и резание ламинированного ДСтП фирмы «Велмакс» (Российская Федерация) (СП «SoftForm»). Скорость резания составляла 9000 об/мин и 8400–8600 об/мин, соответственно. Критериями износа инструмента в процессе эксплуатации служило образование заусенцев на заготовке двери и «слущивание» ламината с кромок заготовок мебели в процессе обработки.

Результаты исследования. Проведены исследования структуры и химического состава поверхности твердосплавных режущих пластин. На рисунке 1 представлены структуры исследованных твердосплавных пластин: производства «Leuco», рекомендуемых фирмой для резания мягких пород древесины (рисунок 1, а); «Faba» – для резания древесных композитов и твердых пород древесины (рисунок 1, б) и производства «Italtrade» – для всех пород древесины (рисунок 1, в).

Структура образцов представлена смесью зерен карбида вольфрама (WC) с кобальтовой связкой. Наиболее гомогенным по составу является материал производства «Leuco» (размер зерна находится в интервале 0,2–0,7 мкм; зерна, превышающие по размеру 1 мкм, составляют не более 5 % от общего количества). Структура материала производства «Faba» также мелкозернистая, размер зерна составляет 0,2–0,7 мкм, однако по периметру всего образца имеется большое количество (около 20 % от общей массы) зерен, размер которых превышает 1 мкм. Согласно существующим литературным данным, такое строение пластин может отрицательно сказаться на качестве резания твердых пород древесины из-за перепадов микронапряжений на этих участках, поэтому допустимой областью применения таких пластин является резание мягких пород древесины. Пластины производства «Italtrade» отличаются высоким содержанием более крупнозернистого (свыше 1,2 мкм) карбида вольфрама по всему периметру ножа (около 40 %), общий размер зерен составляет 0,4–0,9 мкм.

Ножи применяются для резания мягких пород древесины и их стойкость ниже по сравнению с ножами «Leuco» и «Faba» из-за особенностей их структуры.

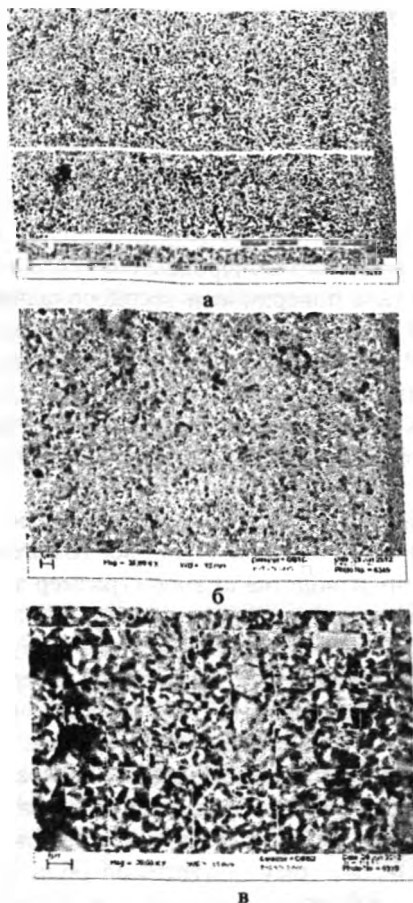
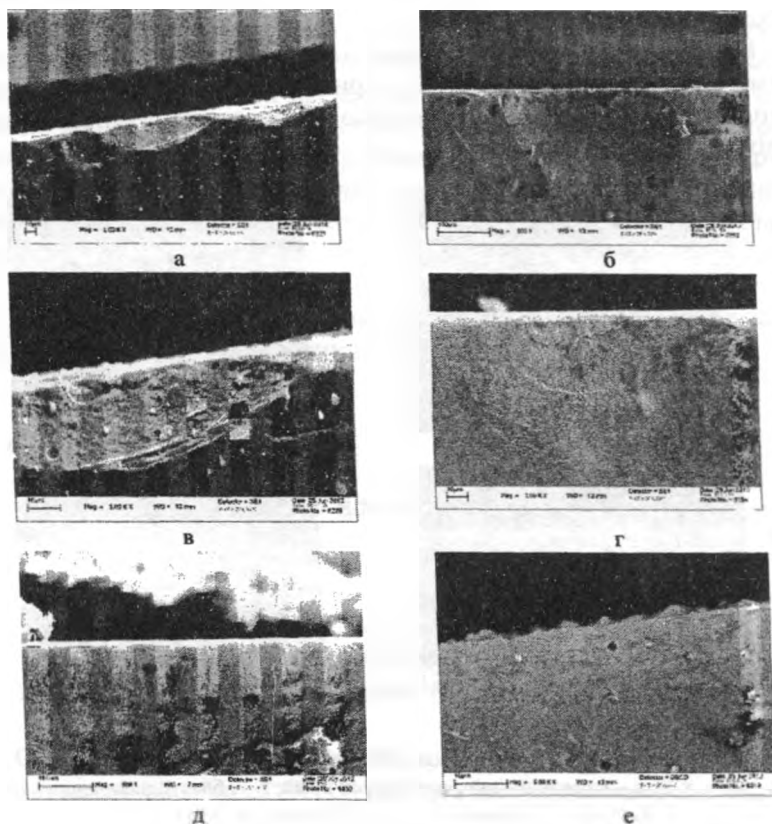


Рисунок 1 – Морфология поверхности твердосплавных пластин производства «Leuco» (а), «Faba» (б), «Italtrade» (в)

Анализ структуры кромок твердосплавных пластин после выработки ресурса резания показал, что наиболее дефектными и изношенными являются кромки ножей производства «Faba» и «Italtrade» для резания древесных композитов и твердых пород древесины (ясень, дуб) без упрочняющих слоев (рисунок 2, а, б); на протяжении всей кромки присутствуют выбоины, в местах скола наблюда-

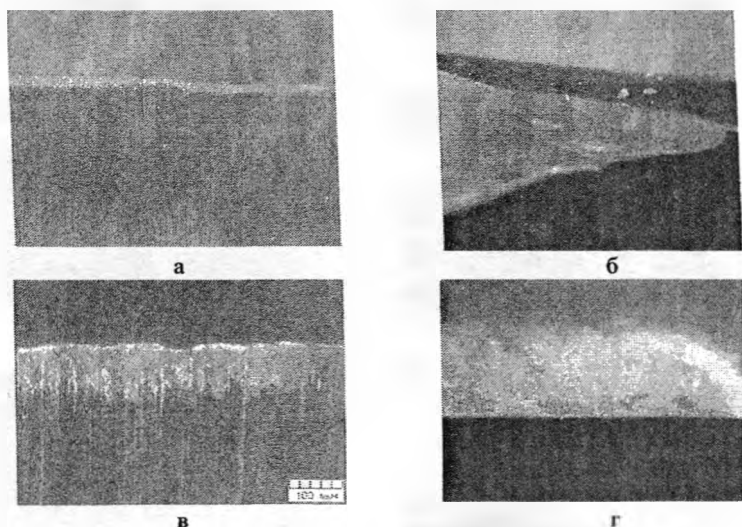
ется вырывание части пластин по границам зерен, рельеф скола повторяет очертания зерен карбида вольфрама (рисунок 2, в) или имеет характер хрупкого излома (для пластин производства «Italtrade», рисунок 2, г). Инструмент производства «Leusco» изношен равномерно, кромки являются гладкими, без выбоин (рисунок 2, д), по наиболее нагруженной передней грани сколов не наблюдается (рисунок 2, е).



а – «Faba»; б – «Italtrade»; в – участок аварийного износа «Faba»;
г – «Italtrade»; д – «Leusco»; е – передняя грань «Leusco»
Рисунок 2 – Морфология кромок пластин без покрытия после резания

С целью оценки качества резания и изменения характера износа твердосплавного инструмента проведены исследования с нанесением тонкопленочных покрытий на поверхность ножей. На пластины производства «Leuco» и «Italtrade» наносились покрытия Ti-TiN и ZrCN. Исследования кромок показали, что износ равномерный, сколы и выбоины отсутствуют. В местах износа полного удаления покрытий не происходит, а энергодисперсионные исследования участков износа не фиксируют наличие вольфрама и кобальта на поверхности образцов.

На ножи производства «Faba» наносились покрытия на основе алмазоподобного углерода (C). При снятии пластин установлено, что в процессе работы происходило искривление режущих кромок и их разрушение (рисунок 3).



а – участок равномерного износа, $\times 30$; б – область аварийного износа ножа, $\times 30$; в – изменение окраски кромок ножа; г – область налипания органических составляющих ДСтП на инструмент, $\times 30$
Рисунок 3 – Структура поверхности твердосплавного инструмента «Faba» с алмазоподобным C

Причиной аварийного износа инструмента при испытаниях являлись экстремальные напряжения (выше допустимых нагрузок на кромки) в процессе резания ДСтП с нестабильной структурой (рисунок 3, б). Визуальный анализ передней поверхности пластин показал, что выбоины, сколы отсутствуют, по периметру инструмента наблюдается изменение окраски кромки (рисунок 3, в). Также фиксируется налипание органических составляющих (клея, смолы) ДСтП на поверхность ножей (рисунок 3, г).

Таким образом, анализ результатов исследований свидетельствует, что использование твердосплавного инструмента обеспечивает высокое качество резания древесины и древесных композитов, однако не является гарантией защиты от аварийного износа инструмента. При этом нанесение упрочняющих тонкопленочных покрытий может обеспечить повышение ресурса работы твердосплавных ножей и обеспечить более равномерное распределение нагрузок при резании.

Данные исследования проводятся в рамках проекта БРФФИ T11M-199 «Разработка основ комплексного подхода в исследовании механики износа режущего инструмента».

УДК 669.58

**В.М. КОНСТАНТИНОВ, д-р техн. наук,
И.А. БУЛОЙЧИК,
О. В. ЗДАНОВИЧ (БНТУ)**

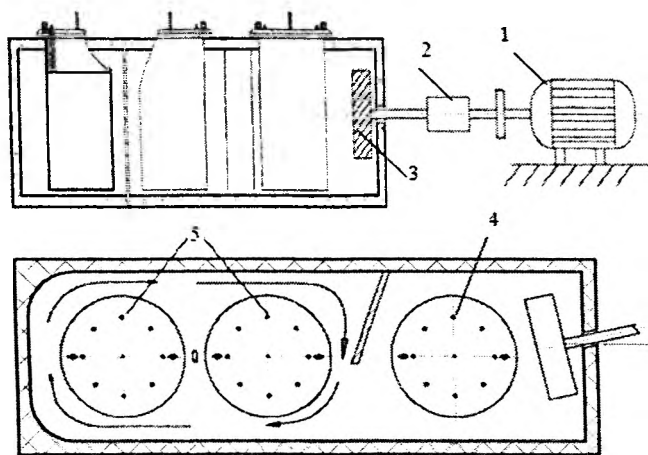
ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ПРОЦЕССОВ ТЕРМОДИФфуЗИОННОГО ЦИНКОВАНИЯ ЗА СЧЕТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ТЕРМОСТАТИРОВАНИЯ

С учетом требований энергосбережения к процессам химико-термической обработки (ХТО) перспективу представляют только те технологии цинкования, которые могут обеспечить получение качественной антикоррозийной защиты при минимальных энерго- и ресурсозатратах. В условиях современного производства термодиффузионное цинкование (ТДЦ) является перспективным способом нанесения защитных покрытий на основе цинка. Основной объем

энергопотребления при данном способе ХТО приходится на нагрев и выдержку контейнеров, содержащих насыщающую смесь и обрабатываемые детали. Одной из особенностей процесса ТДЦ является необходимость остывания предварительно нагретого до температуры 400–500 °С контейнера перед распаковкой [1–3]. В этой связи актуальной является разработка мероприятий и приспособлений для регенерации теплоты нагретых реторт после цикла цинкования.

Термостат-рекуператор, представленный на рисунке 1, предназначен для рекуперации теплоты остывающего контейнера после ХТО и подогрева контейнеров перед следующим циклом термодиффузионного цинкования. Указанное устройство позволяет уменьшить время на нагрев и охлаждение обрабатываемых деталей и насыщающей смеси, что, в свою очередь, обеспечивает повышение производительности и экономию энергоресурсов.

Целью работы является тепловой расчет эффективности использования термостата-рекуператора, а также оценка экономического эффекта от его использования.



1 – электродвигатель; 2 – муфта; 3 – крыльчатка; 4 – нагретая реторта, помещаемая в рекуператор после процесса ТДЦ; 5 – реторты, помещаемые в рекуператор перед процессом ТДЦ

Рисунок 1 – Схема термостата-рекуператора

При расчете температуру воздуха t_v приняли равной 20 °С, объемную плотность тепловыделения – $q_0 = 5 \cdot 10^5$ Вт/м³. Расстояние между ретортами r_0 и такое же расстояние с учетом радиуса реторты r_1 приняли равным 0,5 и 0,8 м соответственно, внутренний диаметр реторты $d_1 = 0,6$ м, толщину стенки реторты δ равной 0,007 м. Реторта изготовлена из нержавеющей стали с теплопроводностью $\lambda_{ст} = 21$ Вт/м²·С. Коэффициент теплоотдачи конвекцией приняли равным 482 Вт/м²·С.

Температуру нагрева реторт определяли по формуле:

$$t = t_v + \frac{q_1}{\alpha_{эф}}, \quad (1)$$

где q_1 – плотность тепловыделения, Вт/м², определяемая по формуле:

$$q_1 = \frac{q_0 \cdot r_1}{2} \cdot \left(1 - \frac{r_0^2}{r_1^2} \right). \quad (2)$$

При $\alpha_{эф} = 482$ Вт/м²·С, плотность тепловыделения $q_1 = 121,87 \cdot 10^3$ Вт/м². Температура нагретой в печи реторты равна 273 °С, температура нагрева второй реторты равна 180 °С. Время нагрева второй реторты с учетом веса садки $N_c = 804,282$ кг, характерного размера $S = 0,0504$ м, а также расчетного значения критерия Био $Bi = 0,098$ (расчет для термически тонкого тела) составляет:

$$\tau = \frac{N_c \cdot C_p}{K \cdot \alpha} \cdot \ln \frac{t_p - t_{нач}}{t_p - t_{кон}} = 3157 \text{ с} \approx 53 \text{ мин}, \quad (3)$$

Здесь $t_{нач} = 180$ °С = 453 К; $t_{кон} = 420$ °С = 693 К; $t_p = t_{кон} + 50 = 743$ К.

На основании расчетных данных построены сравнительные графики теплового режима ТДЦ с использованием термостата-рекуператора и без него. На рисунке 2 представлено графическое отображение процесса термодиффузионного цинкования без использования термостата-рекуператора.

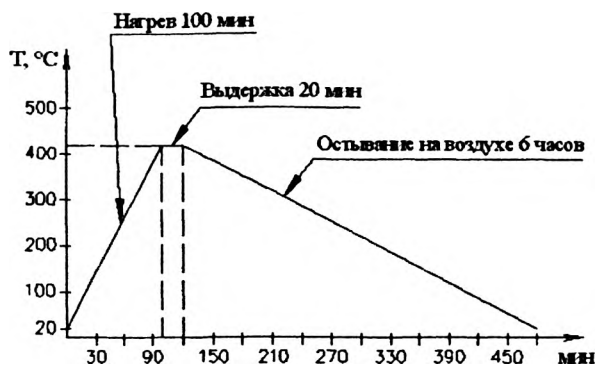


Рисунок 2 – Режим ТДЦ без использования термостата-рекуператора

При стандартной схеме процесс ТДЦ заключается в нагреве реторты с деталями и насыщающей смесью до температур, обеспечивающих испарение цинка и протекание диффузионных процессов, выдержке при данной температуре для формирования защитного слоя необходимой толщины и охлаждения реторты на воздухе. При использовании термостата-рекуператора для реторты, прошедшей стадию нагрева и выдержки в печи, изменяется схема охлаждения (рисунок 3).



Рисунок 3 – Режим ТДЦ с использованием термостата-рекуператора для реторты после цикла нагрев-охлаждение

После помещения реторты при температуре 420°C в термостат-рекуператор активность диффузионных процессов высока и постепенно уменьшается с понижением температуры. Согласно данным источника [2] минимальная температура испарения цинка, обеспечивающая протекание диффузионных процессов с металлической поверхностью, составляет 300°C . Следовательно, при нахождении первой реторты в термостате-рекуператоре происходит дальнейшее увеличение толщины диффузионного слоя, что позволяет сократить время выдержки в печи на 10 мин по сравнению с предыдущей ретортой. Интенсивность увеличения толщины диффузионного слоя в данных условиях в большей степени зависит от активности насыщающей смеси.

На рисунке 4 представлено графическое отображение режима ТДЦ при использовании термостата-рекуператора с учетом предварительного подогрева реторты перед процессом ТДЦ. При помещении холодной реторты в термостат-рекуператор перед процессом ТДЦ и нагреве насыщающей смеси до 200°C процесс испарения цинка идет медленно и давления паров недостаточно для формирования диффузионного слоя. Однако, при данной температуре (расчетное значение – 180°C) имеет место формирование газовой компоненты, осуществляющий впоследствии подвод активных атомов цинка к поверхности изделия.



Рисунок 4 – Режим ТДЦ с учетом помещения реторты в термостат-рекуператор перед и после процесса ТДЦ

За счет дополнительного прогрева насыщающей смеси и деталей активируются процессы, связанные с реакциями на границе раздела фаз, протекающими при нагреве реторты в печи до более высоких температур, что также ускоряет процесс формирования диффузионного слоя и дает возможность сократить время нагрева и выдержки в печи до 53 и 10 мин соответственно. После прохождения цикла ХТО реторта извлекается из печи и снова помещается в термостат-рекуператор для передачи теплоты следующей реторте.

Затраты на потребляемую электроэнергию определяли с учетом мощности печи Дистек-450 (180 кВт) и времени одного цикла ТДЦ при реализации восьми циклов в день. Время, затрачиваемое на один цикл ТДЦ без использования термостата-рекуператора, составляло $\tau_{\text{ТДЦ}} = 120$ мин. При использовании термостата-рекуператора $\tau_{\text{ТДЦ}} = 110$ и 63 мин для первой и второй реторты соответственно. Данные экономического эффекта от использования термостата-рекуператора приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Экономический эффект от использования термостата-рекуператора

Номер цикла		Затраты на электроэнергию за один цикл ТДЦ без использования термостата-рекуператора, руб.	Затраты на электроэнергию за один цикл ТДЦ с использованием термостата-рекуператора, руб.	Экономия, руб.
1		154 220	141 370	12 850
2		154 220	80 970	73 250
Итого	за 2 цикла	308 440	222 340	86 100
	за 1 год	312 141 000	179 164 000	132 977 000

Таким образом, применение системы рекуперации теплоты при процессах термодиффузионного цинкования позволяет более эффективно использовать тепло от нагретых реторт. Применение термостата-рекуператора позволяет сократить время выдержки в печи последовательно используемых реторт в 2 раза, тем самым сокра-

шая затраты на общий цикл обработки изделий. Расчетный экономический эффект за год от применения системы рекуперации составил 132 977 000 бел. руб.

Литература

1. Астрейко, Л.А. Нанесение антикоррозионных цинксодержащих покрытий: анализ рынка существующих технологий, области применения и требования, предъявляемые к покрытиям / Л.А. Астрейко, В.М. Константинов // Сварка и родственные технологии: материалы докладов междунар. симпозиума, Минск, 24 марта 2010 г. – Минск, 2010. – С. 118–122.
2. Проскуркин, Е.В. Диффузионные цинковые покрытия / Е.В. Проскуркин, Н.С. Горбунов. – М.: Металлургия, 1972. – 248 с.
3. Исакаев, Э.Х. Расширение технологических возможностей способа термодиффузионного цинкования / Э.Х. Исакаев, В.Б. Мордынский, Н.О. Спектор // Сварочное производство. – 2009. – № 7. – С. 46–50.

УДК 621.791.92

А.В. СТЕФАНОВИЧ (БНТУ)

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ НАПЛАВЛЕННЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ИЗ ДИФФУЗИОННО-ЛЕГИРОВАННЫХ ОТХОДОВ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

В настоящее время для восстановления и повышения стойкости деталей машин и инструмента используется большое количество наплавочных материалов [1]. Для наплавочных материалов системы Fe–Л.Э.–С износостойкость наплавленного покрытия определяется структурой, которая должна состоять из твердых фаз карбидов, карбоборидов, боридов, а металлическая матрица должна быть аустенитно-мартенситной. Соотношение указанных фаз в наплавленном покрытии определяет его износостойкость, ударостойкость, выкрашивание и трещиностойчивость.

Увеличение количества твердых частиц в наплавленном покрытии приводит к росту износостойкости в случае изнашивания без ударных нагрузок. При абразивном изнашивании с очень большой ударной нагрузкой количество твердых частиц в структуре должно быть регламентировано и составляет 20–50 % в зависимости от пластичности матрицы.

Тип карбида и его твердость также определяют износостойкость [2]. Сталь Х12М, имеющая в основном карбид M_7C_3 , обладает большим изнашиванием (в 1,3–1,8 раза), чем стали, легированные ванадием (сталь ХЗФ12, Х6Ф4М), которые в структуре содержат карбид MC . При содержании в наплавленном покрытии карбидов большей твердости происходит повышение износостойкости. Легирование W, Mo, V приводит к образованию карбидов M_6C , M_2C , MC .

Легирование бором приводит к образованию боридов и карбоборидов. Для сплавов, работающих в условиях незначительных ударных нагрузок, содержание бора можно повысить до 0,6–0,7 %. Наиболее перспективно легировать бором сплавы, работающие без ударных нагрузок, при этом содержание бора может составлять 0,8–1,2 %. Бор в сплавах может находиться в боридах, карбоборидах и твердом растворе до 0,003 %. Какие фазы образуются в наплавленном покрытии, зависит от содержания углерода и бора. В легированных сплавах, содержащих углерода более 2 % и бора менее 0,6–0,7 %, могут образовываться бориды хрома, при меньших концентрациях углерода практически весь бор связывается в карбобориды.

Оптимальное количество твердых частиц в износостойких сплавах должно составлять 20–30 %, а при отсутствии ударных нагрузок – 40–50 %. Дальнейшее повышение количества твердых частиц приводит к снижению износостойкости из-за уменьшения доли матрицы в покрытии, которая не способна удерживать карбиды и бориды от выкрашивания.

Металлическая матрица наплавленных покрытий определяет их работоспособность. Важными свойствами матрицы, определяющими износостойкость сплава, являются вязкость, прочность закрепления в ней твердых фаз и способность к упрочнению в процессе пластической деформации. Поэтому от свойств основы сплава зависит в значительной степени износостойкость сплава в целом.

Ферритная матрица из-за низкой твердости и прочности слабо сопротивляется режущему действию абразивных частиц и обладает низкой способностью к упрочнению при высоких удельных давлениях. В феррите твердые карбидные частицы плохо удерживаются от вырывания абразивами при изнашивании из-за низкого упрочнения α -фазы легированием.

Мартенситная матрица обладает высокой прочностью и твердостью, поэтому мартенситные сплавы широко используются в качестве износостойких покрытий в абразивной среде. Наилучшей с точки зрения абразивного изнашивания является структура отпущенного мартенсита. Однако отмечаются и недостатки мартенситной структуры, ограничивающие область применения мартенситных сплавов, а именно низкая ударостойкость, большое количество микротрещин, недостаточное закрепление износостойких фаз, что в итоге способствует значительному выкрашиванию наплавленного покрытия при износе с ударными нагрузками.

Присутствие аустенита, остаточного в структуре, возможно только при условии высокой степени легирования твердого раствора. Легированный аустенит превосходит феррит и мартенсит по вязкости и способен к упрочнению при пластической деформации за счет превращения в мартенсит. Однако сплавы, имеющие полностью аустенитную структуру, обладают высокой износостойкостью только при определенных условиях: аустенит должен подвергаться пластической деформации; пластическая деформация должна осуществляться на глубину, большую, чем износ поверхности. По сравнению с мартенситом аустенит следует признать менее износостойкой основой. Однако высокая способность аустенита удерживать карбиды в структуре поверхностного слоя при воздействии абразивных частиц, может способствовать повышению износостойкости гетерогенных сплавов.

По данным авторов работы [3] для обеспечения максимальной износостойкости в условиях абразивного и ударно-абразивного воздействия, матрица должна состоять из мартенсита и 15–40 % аустенита. При легировании бором (0,5–0,6 %) количество аустенита должно доходить до 50–60 %, а при содержании бора до 2–3 % – до 90–100 %.

Аустенито-мартенситную матрицу в наплавленных покрытиях можно получить легированием аустенитообразующими элементами Mn, Ni, N. Наиболее сильными аустенитообразующими элементами являются C, N, Mn, Cr, Ni. Но эти элементы способствуют образо-

ванию аустенита, если они присутствуют в твердом растворе. Карбидообразующие элементы Cr, Mo всегда связываются в карбиды и их влияние на количество аустенита в матрице не сказывается. Марганец как слабый карбидообразующий элемент может присутствовать либо в карбидах (M_3C , $M_{23}C$), либо в твердом растворе, поэтому его влияние на количество аустенита непредсказуемо.

Для получения в наплавленном покрытии аустенитно-мартенситной матрицы в наплавочные материалы вводят Ni (до 12 %), никель и азот (до 0,1–0,18 %). Введение азота сильно увеличивает в структуре количества аустенита. При содержании азота в твердом растворе 0,2–0,5 % количество аустенита в структуре может достигать до 80–90 %. Однако введение азота в наплавленные покрытия при использовании азотистых ферросплавов сопровождается технологическими трудностями, поэтому содержание азота в наплавленном покрытии не превышает 0,15–0,18 %. Азот в азотистом феррохроме находится в виде химических соединений хрома CrN , Cr_2N , которые обладают высокой энергией диссоциации и требуют длительного времени (20–30 мин) для взаимодействия с расплавом железа при $t = 1500–1600$ °С. Естественно, что при наплавке большая часть азота будет находиться в нитридах, а не в твердом растворе. Поэтому в наплавленном материале 16X14H2AT для получения определенного количества аустенита дополнительно вводится никель.

Целью работы является разработка ресурсосберегающих износостойких наплавочных материалов с заданным соотношением карбидов, карбоборидов, боридов, аустенита и мартенсита в структуре из отходов инструментальных сталей.

Анализ наплавочных материалов показал, что для обеспечения высоких эксплуатационных свойств они должны иметь высокую концентрацию легирующих элементов: карбидообразующих (Cr + W + V) более 10 %, обеспечивающих образование твердых частиц и не карбидообразующих (Ni и Mn) – в пределах 4–12 % с целью регулирования фазового состава основы.

Высокое содержание легирующих элементов в наплавочных материалах обуславливает их большую стоимость. Снижение стоимости наплавочных материалов возможно при использовании отходов инструментальных высоколегированных сталей Р6М5, Х6ВФ, подвергнутых насыщению углеродом, азотом и бором. Дополнительное легирование углеродом и бором обеспечит образование твердых частиц (карбидов, карбоборидов, боридов) с леги-

рующими элементами сталей Р6М5, Х6ВФ, азот позволит регулировать соотношение фаз в металлической основе, бор дополнительно обеспечит самофлюсование частиц.

Для дополнительного легирования отходов инструментальных сталей использовали следующие виды ХТО: цементацию при температуре 950 и 1050 °С; нитроцементацию – при 550, 600, 700 и 860 °С; борирование – при 900 °С; ступенчатое насыщение (насыщение азотом, углеродом при 550, 600 °С и последующее насыщение бором при 900 °С).

При нитроцементации (550, 600 °С) происходило преимущественное насыщение азотом; при $t = 700$ °С – приблизительно равное насыщение азотом и углеродом; при $t = 860$ °С – преимущественное насыщение углеродом; при ступенчатом насыщении на первой стадии происходило легирование азотом, на второй – бором.

Стружечные отходы инструментальных сталей подвергали ХТО в порошковых смесях, из которых изготавливали трубчатые электроды. Покрытия получали аргонодуговой сваркой в два слоя.

Химический состав наплавленных покрытий, полученных из стружечных отходов быстрорежущей стали, подвергнутой предварительной ХТО, представлены в таблице 1. Повышение температуры нитроцементации стружечных отходов приводит к повышению углерода в наплавленном слое с 1,04 до 1,94 %; при цементации – с 2,12 до 3,25 %. Содержание азота в наплавленном покрытии с повышением температуры нитроцементации снижается с 0,25 до 0,08 %. При комплексном насыщении (покрытия 5, 6) концентрация бора в наплавленном покрытии зависит от времени борирования. При наплавке борированных отходов из стали Р6М5 в течение 1 ч содержание бора в наплавленном покрытии составляет 0,25 %, при борировании в течение 4 ч – 0,81 % В.

Анализ химического состава наплавленных покрытий и стружечных отходов показывает, что усвоение легирующих элементов составляет: по углероду – 60–80 %; хрому, вольфраму – 55–60 %; молибдену, ванадию – 40–45 %; азоту – 20–30 %. Различная степень усвоения химических элементов при наплавке обусловлена разбавлением материала покрытия оболочкой электрода, частичным выгоранием элементов в процессе нанесения покрытия, самофлюсующейся способностью стружечных отходов в процессе наплавки при наличии боридного слоя на поверхности.

Таблица 1– Химический состав наплавленных покрытий из отходов стали Р6М5, масс. %

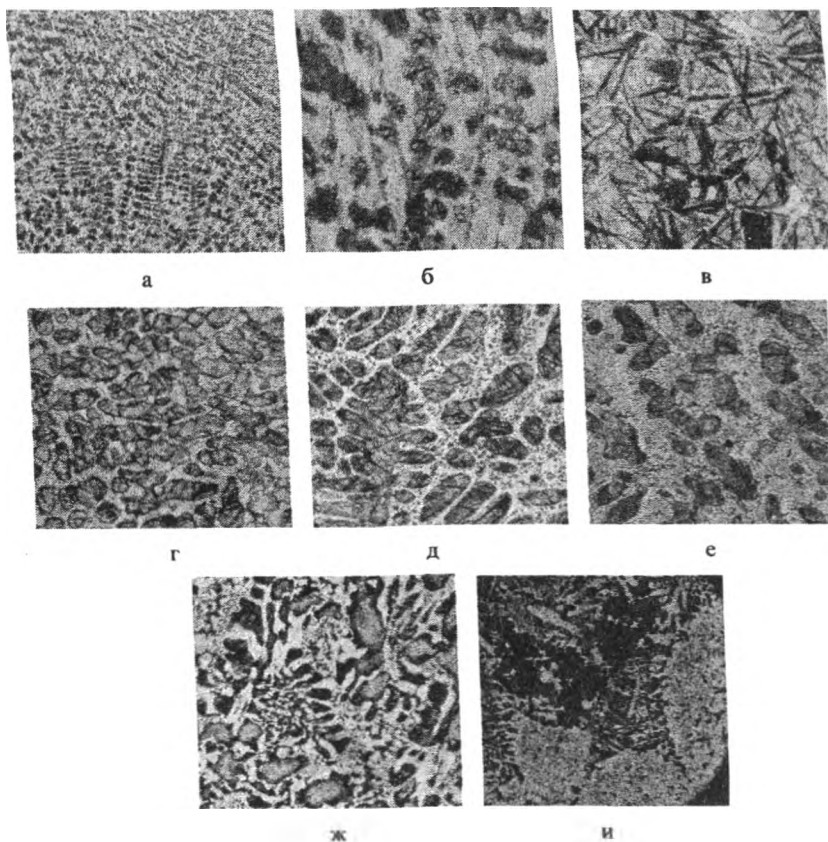
Наименование материала	Массовая доля элементов, %							Вид насыщения	Температура ХТО, °С
	С	Cr	W	Mo	V	N ₂	В		
эталон Т590	3,4–3,6	25–28					1,1–1,3		
1	1,04	2,44	3,71	2,43	0,68	0,25		С+N	550
2	1,16	2,32	3,47	2,51	0,71	0,16		С+N	600
3	1,51	2,24	3,54	2,38	0,73	0,14		С+N	700
4	1,94	2,38	3,67	2,49	0,72	0,08		С+N	860
5	1,30	2,44	3,71	2,43	0,68	0,20	0,25	С+N+B	600+900
6	1,61	2,38	3,67	2,49	0,72	0,25	0,81	С+N+B	600+900
7	2,42	2,42	3,29	2,47	0,72			С	950
8	3,25	2,33	3,65	2,41	0,67			С	1050

Наличие боридного слоя на поверхности стружечных отходов увеличивает содержание углерода и азота в наплавленном покрытии за счет уменьшения их выгорания. Так, в наплавленном покрытии 2 содержание углерода составляет 1,16 %, азота – 0,16 %, в покрытии 6 содержание углерода – 1,61 %, азота – 0,25 %. При этом предварительное насыщение стружечных отходов азотом и углеродом осуществлялось при одинаковых температурно-временных параметрах.

Микроструктуры наплавленных слоев из отходов стали Р6М5 после различных видов ХТО представлены на рисунке 1. Большая концентрация углерода в стружке после цементации отходов стали Р6М5 формирует структуру наплавленного покрытия, характерную для доэвтектического белого чугуна (рисунок 1 а, б).

Эвтектика покрытий состоит из смеси карбидов и продуктов распада аустенита, а дендриты – из мартенсита и аустенита остаточного (рисунок 1, б). Количество эвтектики в структуре составляет 70–80 %, а аустенита остаточного в дендридах содержится незначительное количество (менее 10 %). Рентгеноструктурный фазовый анализ выявил следующие фазы (рисунок 2): $M_{23}C_6$, мартенсит, M_3C , аустенит. Высокая интенсивность линии $M_{23}C_6$ и мартенсита свидетельствует о преобладающем количестве данных фаз в структуре.

Аналогичные структуры наплавленных покрытий получены из отходов стали Р6М5, предварительно подвергнутых нитроцементации. Как показывает металлографический анализ, дендриты представляют собой смесь аустенита с иглами мартенсита, по границам которых располагается вырожденная эвтектика (рисунок 1, в, г). По всему сечению структуры равномерно распределены мелкодисперсные включения розового цвета правильной формы – это нитриды, размеры которых менее 1 мкм. Соотношение фаз в структуре зависит от температуры предварительной нитроцементации отходов стали Р6М5. Количество твердых частиц в структуре увеличивается с повышением температуры ХТО и при нитроцементации (860 °С) их содержание достигает 40–50 %. Увеличение карбидов в структуре связано с большим содержанием углерода в отходах стали Р6М5 после ХТО. Содержание аустенита также определяется температурой ХТО.

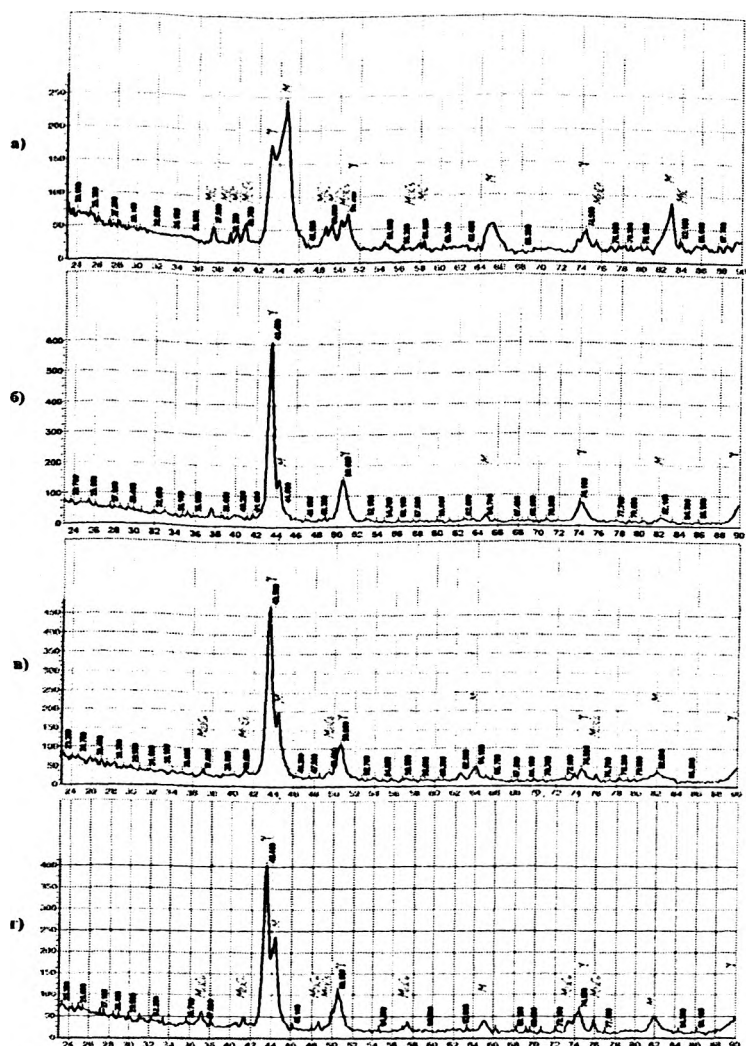


а – цементация при $t = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\times 200$; б – цементация при $t = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\times 1000$;
 в – нитроцементация при $t = 550\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\times 1000$; г – нитроцементация при $t = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$,
 $\times 1000$; д – нитроцементация при $t = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$ с последующим борированием $950\text{ }^{\circ}\text{C}$
 в течение $\tau = 1\text{ ч}$, $\times 1000$; е – нитроцементация при $t = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$ с последующим
 борированием при $t = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение $\tau = 4\text{ ч}$, $\times 1000$; ж – электрод Т590, $\times 1000$;
 и – подплавленный электрод Т590, $\times 1000$

Рисунок 1 – Микроструктуры наплавленных покрытий, полученных из отходов
 стали Р6М5 после ХТО

При температурах нитроцементации стружечных отходов 550, 600, 700 °С происходит значительное насыщение их азотом (0,14–0,23 %) и в структуре наплавленного покрытия в дендритах количество аустенита может доходить до 80 % (рисунок 1, в, г). Как видно из представленных результатов, легирование азотом наплавленных покрытий, полученных из стружечных отходов, подвергнутых насыщению азотом, углеродом, является эффективнее легирования азотистым феррохромом. Это можно объяснить следующим: азотистый феррохром содержит 60–75 % хрома и 2–6 % азота; большинство азота связано в химические соединения CrN , Cr_2N , которые в процессе быстрой кристаллизации при наплавке не успевают диссоциировать и азот не переходит в матрицу, то есть не способствует сохранению аустенита остаточного. Кроме того, частицы ферросплавов могут полностью не растворяться, а только подплавляться, образуя ликвации в структуре (рисунок 1, и), что наблюдается в наплавленных покрытиях, полученных из электродов на основе феррохрома. При азотировании стружки азот образует сверхмелкие частицы и растворяется в основе, поэтому при наплавке значительное количество попадает в матрицу, способствуя большему сохранению аустенита остаточного в структуре.

Рентгеноструктурный фазовый анализ наплавленных покрытий, полученных из предварительно нитроцементованной стружки стали Р6М5, выявил следующие фазы: карбид M_{23}C_6 , γ , М (рисунок 2). Причем соотношение указанных фаз в структуре наплавленного покрытия зависит от температуры нитроцементации стружечных отходов быстрорежущей стали. Так, при нитроцементации ($t = 550$ °С) фиксируются только две фазы: линии γ высокой интенсивности (рисунок 2, б), что свидетельствует о большем содержании аустенита в структуре (подтверждается металлографическим анализом). Карбидная фаза не фиксируется из-за незначительного ее количества. Повышение температуры нитроцементации отходов стали Р6М5 приводит к увеличению карбидной фазы в структуре наплавленных покрытий, что фиксируется на рентгенограммах (рисунок 2, в, г). При этом интенсивность линии аустенита (γ) уменьшается, а мартенсита (М) – увеличивается (рисунок 2, в, г), что подтверждают данные металлографического анализа.

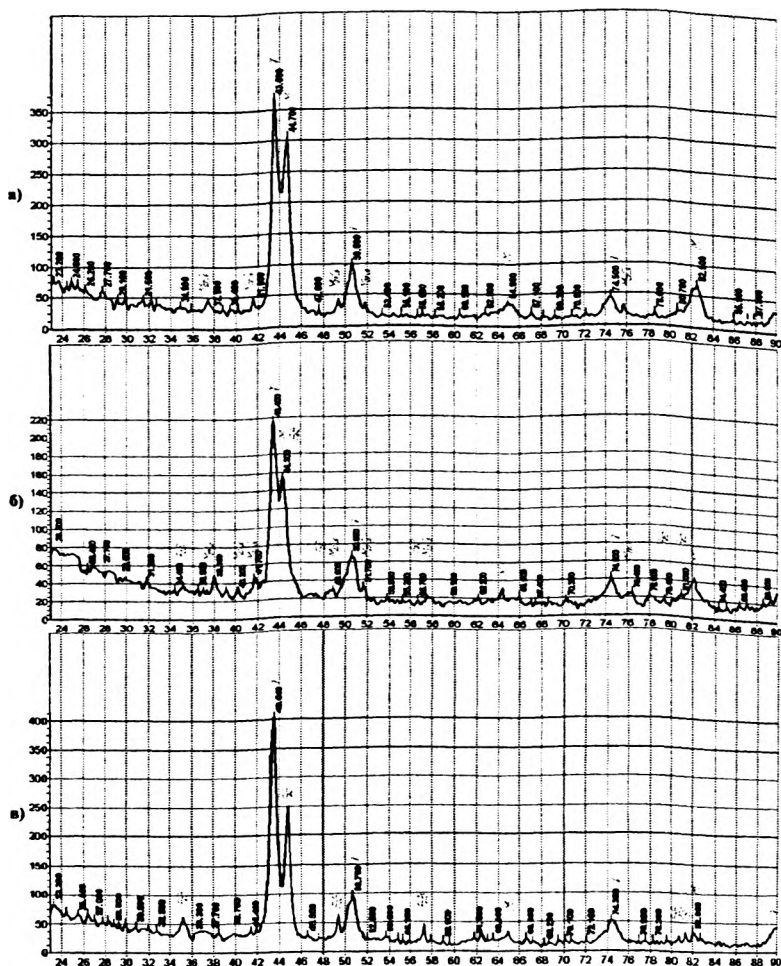


а – цементация при $t = 1050^\circ\text{C}$ в течение $\tau = 4$ ч; б – нитроцементация при $t = 550^\circ\text{C}$ в течение $\tau = 1$ ч; в – нитроцементация при $t = 700^\circ\text{C}$ в течение $\tau = 1$ ч; г – нитроцементация при $t = 860^\circ\text{C}$ в течение $\tau = 1$ ч
 Рисунок 2 – Рентгенограммы наплавленных покрытий, полученных из стружечных отходов быстрорежущей стали подвергнутых предварительной ХТО

При ступенчатом предварительном насыщении отходов быстрорежущей стали (вначале азотом и углеродом, а затем бором) формируется структура наплавленного покрытия, состоящая из дендритов и эвтектики (рисунок 1, д, е). Количество эвтектики в структуре наплавленного покрытия зависит от количества бора. При содержании бора в наплавленном покрытии 0,25 % количество эвтектики составляет 30–40 % (рисунок 1, д), а при содержании 0,81 % бора – 60–65 % (рисунок 1, е). Рентгеноструктурный фазовый анализ наплавленных покрытий, полученных из стружечных отходов, предварительно подвергнутых насыщению азотом, углеродом, бором, позволяет установить следующие фазы: аустенит (γ), мартенсит (М), карбиды $M_{23}C_6$ и бориды Fe_2B (рисунок 3).

После нитроцементации отходов стали Р6М5 при температуре 600 °С в течение 1 ч с последующим борированием при температуре 950 °С в течение 1 ч обнаружены линии значительной интенсивности мартенсита (рисунок 3, а). Увеличение времени насыщения борирования до 2 ч приводит к появлению фазы Fe_2B и снижению интенсивности линий мартенсита (рисунок 3, б). При выдержке 4 ч линия интенсивности мартенсита практически исчезает, а линия фазы Fe_2B значительно увеличивается (рисунок 3, в). Это объясняется тем, что количество бора и азота в наплавленном покрытии увеличивается с повышением времени выдержки (таблица 1) и соответственно увеличивается количество остаточного аустенита и боридной эвтектики.

Химический состав наплавленных покрытий, полученных из стали Х6ВФ, представлен в таблице 2. Степень усвоения химических элементов из отходов стали Х6ВФ при наплавке составляет до 50–60 % в зависимости от химического элемента (содержание хрома составляет 3,32–3,48 %, вольфрама 0,49–0,67 %, ванадия – 0,22–0,35 %). Концентрация углерода в наплавленных покрытиях составляет 0,98–1,89 %, азота 0,18–0,06 % в зависимости от температуры насыщения. Концентрация бора в наплавленных покрытиях зависит от времени борирования отходов стали Х6ВФ: при насыщении бором в течение 1 ч составляет 0,31 %, а при выдержке 4 ч – 0,87 %.



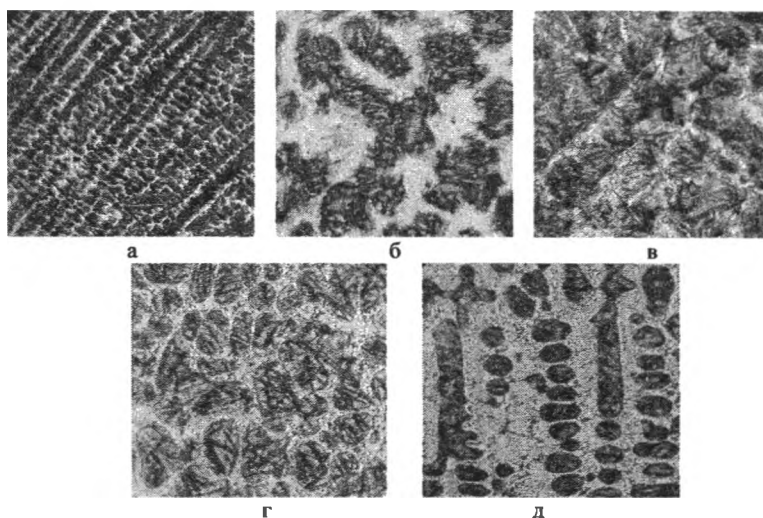
а – насыщение азотом и углеродом при $t = 600^\circ\text{C}$ в течение $\tau = 1$ ч, бором при $t = 950^\circ\text{C}$ в течение $\tau = 1$ ч; б – насыщение азотом и углеродом при $t = 600^\circ\text{C}$ в течение $\tau = 1$ ч, бором при $t = 950^\circ\text{C}$ в течение $\tau = 2$ ч; в – насыщение азотом и углеродом при $t = 600^\circ\text{C}$ в течение $\tau = 1$ ч, бором при $t = 950^\circ\text{C}$ в течение $\tau = 4$ ч

Рисунок 3 – Рентгенограммы наплавленных покрытий, полученных из диффузионно-легированных отходов стали Р6М5, подвергнутых предварительному насыщению азотом, углеродом и бором

Таблица 2 – Химический состав наплавленных покрытий, полученных из отходов стали Х6ВФ, масс. %

Наименование материала	Массовая доля элементов, %						Вид ХТО	Температура ХТО
	C	Cr	W	V	N ₂	B		
1	0,98	3,43	0,67	0,35			C+N	550
2	1,17	3,61	0,58	0,31	0,18		C+N	600
3	1,63	3,33	0,49	0,29			C+N	700
4	1,89	3,48	0,54	0,22	0,06		C+N	860
5	1,33	3,36	0,57	0,25		0,31	C+N+B	600+900
6	1,27	3,57	0,61	0,29		0,87	C+N+B	600+900

Микроструктуры наплавленных покрытий, полученных из отходов стали Х6ВФ, представлены на рисунке 4.



а – нитроцементация при $t = 550\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\times 200$; б – нитроцементация при $t = 550\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\times 1000$; в – нитроцементация при $t = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\times 1000$; г – нитроцементация при $t = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$ с последующим борированием при $t = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение $\tau = 1\text{ ч}$, $\times 1000$; д – нитроцементация при $t = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$ с последующим борированием при $t = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение $\tau = 1\text{ ч}$, $\times 1000$

Рисунок 4 – Микроструктуры наплавленных покрытий, полученных из отходов стали Х6ВФ после ХТО

Как видно из рисунка, наплавленное покрытие состоит из дендритов различной травимости, что характерно для литой легированной стали (рисунок 4, а). При большем увеличении (рисунок 4, б) видны слаботравящиеся участки, между которыми находятся иглы мартенсита и аустенита остаточного, по всему объему дендритов имеются мелкодисперсные нитриды. Повышение температуры нитроцементации отходов стали Х6ВФ приводит к увеличению содержания углерода в наплавленном покрытии и появлению частиц в структуре (рисунок 4, в).

При ступенчатом насыщении отходов стали Х6ВФ (вначале азотом и углеродом при температуре 600 °С, а затем бором при температуре 900 °С) в структуре наплавленных покрытий увеличивается количество твердых частиц с включением нитридов (рисунок 4, г, д), выделяющихся по границам дендритов. Причем увеличение содержания бора до 0,87 % в наплавленном покрытии (таблица 2, покрытие 5) увеличивает количество эвтектики в структуре до 50–60 % (рисунок 4, д). Дендриты представляют собой смесь игольчатого мартенсита и аустенита остаточного, при этом количество аустенита остаточного в дендритах доходит до 70–80 %.

Сравнение структур наплавленных покрытий, полученных на основе электрода Т590 (рисунок 1, ж), и покрытий, полученных из разработанных материалов (рисунок 1, е; рисунок 4, д), показывает, что количество твердых частиц приблизительно одинаковое, а в дендритах соотношение мартенсита и аустенита возможно регулировать в широких пределах.

Заключение. Степень усвоения химических элементов при наплавке стружечных отходов инструментальных сталей, предварительно подвергнутых ХТО, составляет по углероду 35–40 %; хрому, вольфраму – 50–60 %; молибдену, ванадию – 40–45 %; азоту – 25–30 %. Рентгеноструктурный анализ наплавленных покрытий обнаружил следующие фазы: γ -Fe, мартенсит, карбиды $M_{23}C_6$ и бориды Fe_2B . В зависимости от содержания химических элементов структура наплавленного покрытия может содержать до 50–60 % карбидов, карбоборидов, нитридов и аустенитно-мартенситную матрицу, в которой содержание аустенита может составлять 80–90 %.

Литература

1. Наплавочные материалы стран-членов СЭВ. – Каталог. Координационный центр по проблеме «Сварка». – Киев–Москва: Международный центр научной и технической информации, 1979. – 619 с.

2. Стефанович, В.А. Исследование возможности получения наплавленных покрытий из борированной проволоки / В.А. Стефанович, В.Г. Борисов, А.В. Стефанович // Сборник научных трудов, посвященный 40-летию кафедры «Материаловедение в машиностроении». – Минск, 2004. – С. 56–62.

3. Искольдский, И.И. Наплавочные боридные твердые сплавы / И.И. Искольдский. – М.: Машиностроение, 1965. – 71с.

УДК 621.791.052-026.56:669.747: 519.2

Е.С. ГОЛУБЦОВА, д-р техн. наук (БНТУ),
Н.Б. КАЛЕДИНА (БГТУ),
Л.С. ШУМАНСКАЯ (БНТУ)

ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ МАРГАНЦА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛА НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СВАРНЫХ ШВОВ

Механические свойства сварного шва тесно связаны с его химическим составом, кинетикой затвердевания и перекристаллизации и микроструктурой. Результаты последних исследований [1] выявили, что повышенное содержание марганца в металле швов с ферритно-перлитной структурой может привести к увеличению содержания перлитной составляющей, и в некоторых случаях – к охрупчиванию. Для проведения исследований выбрали образцы металлов швов, полученные при сварке под флюсами, которые отличались индексом основности ВІ и содержанием MnO , в сочетании с проволоками Св-08А и Св-08ГА [2]. Сварку стыковых соединений выполняли на режимах и по методике стандарта ISO 14171. Содержание марганца в металле исследуемых швов изменялось от 0,30 до 1,84 масс. % (таблица 1). При этом содержание углерода и кремния

в металле швов 1–8 изменялось в узких пределах (соответственно 0,031–0,062 и 0,130–0,279 масс. %). Металл швов 9–11 содержал повышенную массовую долю кремния (0,421–0,630 %). Оценка стойкости металлов швов против разрушения проводилась с помощью показателя истинного сопротивления разрыву S_k , рассчитанного по формуле в соответствии с ГОСТ 1497:

$$S_k = P_k / F_k, \quad (1)$$

где P_k – нагрузка в момент разрыва образца; F_k – площадь минимального (истинного) поперечного сечения образца после разрушения.

В данной работе использованы методы математического планирования эксперимента, корреляционного, дисперсионного и регрессионного анализов для установления зависимости показателей механических свойств сварного шва и соотношения $MnO/Mn_{т.р}$ ($Mn_{т.р}$ – твердый раствор марганца). В таблице 1 приведены результаты исследования механических свойств образцов с различным содержанием марганца.

Таблица 1 – Механические свойства сварного шва

№ образца	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	S_k , МПа	Содержание Mn, %
1	329	408	30	64	1129	0,30
2	326	402	28	59	974	0,37
3	367	466	34	74	1800	0,63
4	315	434	26	64	1198	0,77
5	349	491	36	75	1955	0,85
6	351	455	25	66	1325	0,99
7	344	433	29	60	1074	1,00
8	357	473	32	75	1878	1,13
9	325	508	29	65	1447	1,41
10	418	524	25	59	1263	1,45
11	437	524	23	63	1588	1,84

Между содержанием Мп и механическими свойствами были установлены следующие зависимости, МПа:

$$y_1 = \sigma_{0,2} = 300 \cdot 1,204^x = a \cdot b^x, \quad (2)$$

где x – содержание марганца, %.

Коэффициент корреляции для этой зависимости равен $r_{xy} = 0,838$, что больше табличного ($r_{xy} = 0,7348$) при $\alpha = 0,01, f = n - 2 = 11 - 2 = 9$.

Между σ_u и Мп также существует зависимость в виде, МПа:

$$y_2 = \sigma_u = a \cdot b^x = 377,37 \cdot 1,247^x \quad (r_{xy} = 0,909). \quad (3)$$

Зависимость δ, ψ и S_k от содержания Мп не удалось установить, поэтому было принято решение применить для этой цели обобщенный (комплексный) показатель этих свойств [3] $D = \sqrt[n]{d_1 \cdot d_2 \dots d_n}$, где $d_1; d_2 \dots d_n$ – частные функции желательности механических характеристик.

Частные функции желательности, в свою очередь, определялись по формуле:

$$d_i = \exp[-\exp(-y')] = e^{-e^{-y'}} \quad (4)$$

где y'_i – кодированный уровень i -го свойства.

Для нахождения D сначала строили шкалу желательности (таблица 2).

Для определения y'_i, d_i и D для значений таблицы 1 построили график функции желательности, отложив по оси абсцисс кодированные уровни y' , а по оси ординат – d_i (рисунок 1), пользуясь таблицей 2. Затем, проведя параллельно оси абсцисс 5 прямых, соответствующих исследуемым характеристикам свойств ($\sigma_{0,2}, \sigma_u, \delta, \psi$ и S_k), определили на них значения этих характеристик из шкалы желательности.

в металле швов 1–8 изменялось в узких пределах (соответственно 0,031–0,062 и 0,130–0,279 масс. %). Металл швов 9–11 содержал повышенную массовую долю кремния (0,421–0,630 %). Оценка стойкости металлов швов против разрушения проводилась с помощью показателя истинного сопротивления разрыву S_k , рассчитанного по формуле в соответствии с ГОСТ 1497:

$$S_k = P_k / F_k, \quad (1)$$

где P_k – нагрузка в момент разрыва образца; F_k – площадь минимального (истинного) поперечного сечения образца после разрушения.

В данной работе использованы методы математического планирования эксперимента, корреляционного, дисперсионного и регрессионного анализов для установления зависимости показателей механических свойств сварного шва и соотношения $MnO/Mn_{т.р}$ ($Mn_{т.р}$ – твердый раствор марганца). В таблице 1 приведены результаты исследования механических свойств образцов с различным содержанием марганца.

Таблица 1 – Механические свойства сварного шва

№ образца	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	S_k , МПа	Содержание Mn, %
1	329	408	30	64	1129	0,30
2	326	402	28	59	974	0,37
3	367	466	34	74	1800	0,63
4	315	434	26	64	1198	0,77
5	349	491	36	75	1955	0,85
6	351	455	25	66	1325	0,99
7	344	433	29	60	1074	1,00
8	357	473	32	75	1878	1,13
9	325	508	29	65	1447	1,41
10	418	524	25	59	1263	1,45
11	437	524	23	63	1588	1,84

Таблица 2 – Частные функции желательности для механических свойств сварного шва

Частная функция желательности, d_i	Кодированное значение показателя, y'	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	S_k , МПа
1,00–0,80 (отлично)	4,00	450	600	40	80	1900
0,80–0,63 (хорошо)	1,500	410	550	35	72	1650
0,63–0,37 (удовлетворит.)	0,850	370	500	30	64	1400
0,37–0,20 (плохо)	0,000	330	450	25	56	1150
0,20–0,00 (очень плохо)	–0,500	290	400	20	48	900

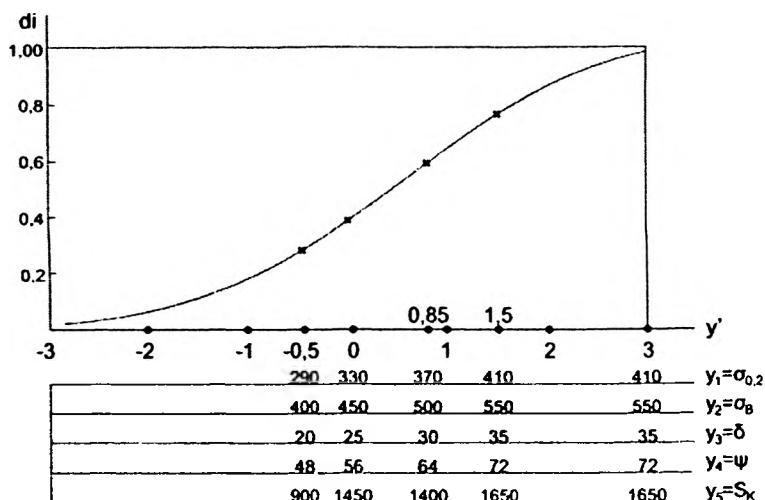


Рисунок 1 – График функции желательности

Пользуясь этим графиком, определили кодированные значения y'_i и d_i для i -го свойства. Результаты этих расчетов приведены в таблице 3.

Из таблицы 3 видно, что наибольшая величина $D = 0,745$ (хороший результат) получена для образца 5, для которого содержание марганца составляет 0,85 %, $\sigma_{0,2} = 349$ МПа, $\sigma_b = 491$ МПа, $\delta = 36$ %, $\psi = 75$ % и $S_k = 1955$ МПа. Таким образом, этот образец обладает комплексом высоких механических свойств.

У образца 11 наблюдаются самые высокие показатели $\sigma_{0,2}$ и σ_b . Однако низкий показатель δ ($d_3 = 0,263$) привел к тому, что он уступает по комплексному показателю D не только образцу 5, но и образцу 3 ($D = 0,712$), образцу 8 ($D = 0,645$) и образцу 9 ($D = 0,673$).

Между содержанием марганца и обобщенным показателем D установлена функциональная зависимость, которая выражается в виде уравнения:

$$y_6 = D = 0,394 \cdot 1,361^x. \quad (5)$$

Расчет коэффициентов парной корреляции производим по формуле:

$$r_{xy} = \frac{\sum_1^n \Delta x \cdot \Delta y}{\sqrt{\sum_1^n \Delta x^2 \sum_1^n \Delta y^2}}, \quad (6)$$

где $\Delta x = (x_i - \bar{x}_i)$, $\Delta y = (y_j - \bar{y}_j)$ – разности между текущими и средними значениями параметров x и y .

В результате получены следующие данные (см. таблицу 4).

Таблица 3 – Натуральные значения и функции желательности частных характеристик свойств

№ об- разца	$\sigma_{0,2}$, МПа	d'_1	σ_B , МПа	d_2	δ , %	d_3	ψ , %	d_4	S_k , МПа	d_5	$D =$ $= \sqrt[5]{d_1 \cdot d_2 \cdot d_3 \cdot d_4 \cdot d_5}$
1	329	0,364	408	0,217	30,4	0,663	64,0	0,630	1129	0,352	0,401
2	326	0,347	402	0,200	28	0,549	59,0	0,509	974	0,241	0,342
3	367	0,635	466	0,469	34,2	0,781	74	0,860	1800	0,913	0,712
4	315	0,298	434	0,308	26,3	0,449	64	0,620	1192	0,427	0,405
5	349	0,509	491	0,606	36	0,848	75	0,878	1955	1,000	0,745
6	351	0,529	455	0,396	25,3	0,387	6,6	0,689	1325	0,576	0,503
7	344	0,479	433	0,305	28,5	0,576	60	0,509	1074	0,242	0,401
8	357	0,568	473	0,510	32	0,719	75	0,876	1878	0,945	0,645
9	385	0,717	508	0,680	29,2	0,613	65	0,672	1447	0,685	0,673
10	418	0,848	524	0,731	25	0,37	59	0,509	1263	0,512	0,569
11	437	0,922	589	0,933	22,9	0,263	63	0,619	1588	0,769	0,641

$$b = \frac{\sum_{i=1}^n \Delta x \cdot \Delta y}{\sum_{i=1}^n \Delta x^2}, \quad (10)$$

$$a = \bar{y} - b\bar{x}, \quad (11)$$

где \bar{x} и \bar{y} – средние значения показателей.

Пользуясь данными таблицы 4, можно определить множественный коэффициент корреляции $r_{1,2,3,4,5,6}$ по формуле:

$$r_{1,2,3,4,5,6} = \sqrt{\beta_2 r_{12} + \beta_3 r_{13} + \beta_4 r_{14} + \beta_5 r_{15} + \beta_6 r_{16}}, \quad (12)$$

где $r_{12}, r_{13}, r_{14}, r_{15}, r_{16}$ – коэффициенты парной корреляции обобщенного показателя D с другими механическими свойствами ($\sigma_{0,2}, \sigma_B, \delta, \psi$ и S_k), а $\beta_2, \beta_3, \beta_4, \beta_5, \beta_6$ – стандартизированные коэффициенты множественной корреляции.

Коэффициенты $\beta_2, \beta_3, \beta_4, \beta_5, \beta_6$ определяли по методу наименьших квадратов из системы линейных уравнений:

$$\left. \begin{aligned} r_{12} &= \beta_2 + \beta_3 r_{32} + \beta_4 r_{42} + \beta_5 r_{52} + \beta_6 r_{62} \\ r_{13} &= \beta_2 r_{23} + \beta_3 + \beta_4 r_{43} + \beta_5 r_{53} + \beta_6 r_{63} \\ r_{14} &= \beta_2 r_{24} + \beta_3 r_{34} + \beta_4 + \beta_5 r_{54} + \beta_6 r_{64} \\ r_{15} &= \beta_2 r_{25} + \beta_3 r_{35} + \beta_4 r_{45} + \beta_5 + \beta_6 r_{65} \\ r_{16} &= \beta_2 r_{26} + \beta_3 r_{36} + \beta_4 r_{46} + \beta_5 r_{56} + \beta_6 \end{aligned} \right\} \quad (13)$$

В нашем случае эту систему запишем в виде:

$$\left. \begin{aligned} 0,56 &= \beta_2 + \beta_3 \cdot 0,93 + \beta_4 \cdot 0,34 + \beta_5 \cdot (-0,37) + \beta_6 \cdot (-0,1) \\ 0,66 &= \beta_2 \cdot 0,93 + \beta_3 + \beta_4 \cdot 0,51 + \beta_5 \cdot (-0,23) + \beta_6 \cdot 0,1 \\ 0,92 &= \beta_2 \cdot 0,34 + \beta_3 \cdot 0,51 + \beta_4 + \beta_5 \cdot 0,1 + \beta_6 \cdot 0,912 \\ 0,44 &= \beta_2 \cdot (-0,37) + \beta_3 \cdot (-0,23) + \beta_4 \cdot 0,1 + \beta_5 + \beta_6 \cdot 0,755 \\ 0,72 &= \beta_2 \cdot (-0,1) + \beta_3 \cdot 0,1 + \beta_4 \cdot 0,912 + \beta_5 \cdot 0,755 + \beta_6 \end{aligned} \right\} \quad (14)$$

Решая эту систему линейных уравнений, найдем значения $\beta_2 = 0,14$, $\beta_3 = 0,624$, $\beta_4 = 0,184$, $\beta_5 = 0,046$, $\beta_6 = 0,804$.

Коэффициенты уравнений регрессии в натуральном масштабе запишем:

$$\bar{x}_{1,2,3,4,5,6} = b_1 + b_2 x_2 + b_3 x_3 + b_4 x_4 + b_5 x_5 + b_6 x_6, \quad (15)$$

где $x_2 = \sigma_{0,2}$, $x_3 = \sigma_{\text{н}}$, $x_4 = S_k$, $x_5 = \delta$ и $x_6 = \psi$ рассчитываем по формулам:

$$\left. \begin{aligned} b_i &= \beta_i \frac{S_1}{S_i}, \quad i = 1, 2, 3, 4, 5, 6 \\ b_1 &= \bar{x}_1 - b_2 \bar{x}_2 - b_3 \bar{x}_3 - b_4 \bar{x}_4 - b_5 \bar{x}_5 - b_6 \bar{x}_6 \end{aligned} \right\} \quad (16)$$

Здесь $\bar{x}_1, \bar{x}_2, \bar{x}_3, \bar{x}_4, \bar{x}_5, \bar{x}_6$ – средние значения $D, \sigma_{0,2}, \sigma_{\text{н}}, S_k, \delta$ и ψ .

Для расчета этих коэффициентов составили таблицу 5.

Таблица 5 – Значение выборочных парных коэффициентов корреляции между $D, \sigma_{0,2}, \sigma_{\text{н}}, S_k, \delta$ и ψ

Случайные величины	x_i	Среднее значение x	Средняя квадратическая ошибка, σ_i
Обобщенный показатель, D	x_1	0,550	0,137
Предел текучести, $\sigma_{0,2}$, МПа	x_2	361,7	36,4
Предел прочности, $\sigma_{\text{н}}$, МПа	x_3	471,2	52,5
Сопротивление разрыву, S_k , МПа	x_4	1421,5	324
Относительное удлинение, δ , %	x_5	28,9	3,84
Относительное сужение, ψ , %	x_6	65,65	5,83

Пользуясь формулой (16), получили следующие значения коэффициентов:

$$b_2 = \beta_2 \frac{\sigma_1}{\sigma_2} = 0,14 \frac{0,137}{36,4} = 5,269 \cdot 10^{-4};$$

$$b_3 = 0,624 \frac{0,137}{52,5} = 1,628 \cdot 10^{-3};$$

$$b_4 = -0,184 \frac{0,137}{324} = -7,78 \cdot 10^{-5}; \quad b_5 = 0,046 \frac{0,137}{3,84} = 1,641 \cdot 10^{-3};$$

$$b_6 = 0,804 \frac{0,137}{5,93} = 0,0186;$$

$$b_1 = 0,55 - 5,269 \cdot 10^{-4} \cdot 361,7 - 0,00163 \cdot 471,2 + 7,78 \cdot 10^{-5} \cdot 1421,5 - \\ - 1,641 \cdot 10^{-3} \cdot 28,9 - 0,0186 \cdot 65,65 = -1,567.$$

Таким образом, обобщенный показатель D связан с остальными механическими свойствами уравнением:

$$D = 5,269 \cdot 10^{-4} \cdot \sigma_{0,2} + 1,628 \cdot 10^{-3} \sigma_b - 7,78 \cdot 10^{-5} S_k + \\ + 1,641 \cdot 10^{-3} \delta + 0,0186 \psi - 1,567. \quad (17)$$

Множественный коэффициент корреляции в нашем случае в соответствии с формулой (12) запишем:

$$r_{1,2,3,4,5,6} = \\ = \sqrt{0,14 \cdot 0,56 + 0,624 \cdot 0,66 - 0,184 \cdot 0,92 + 0,046 \cdot 0,44 + 0,72 \cdot 0,804} = \\ = \sqrt{0,92008} = 0,956 \approx 0,96,$$

что указывает на тесную связь D с исследуемыми механическими свойствами сварного шва.

Средняя квадратическая ошибка определений обобщенного показателя D на основании полученного уравнения регрессии (17) определялась по формуле:

$$S_D = \sigma_D \sqrt{(1 - \frac{n-1}{n-2})} = 0,137 \cdot \sqrt{(1 - 0,96^2) \cdot \frac{n-1}{n-2}} = 0,0404. \quad (18)$$

Квадрат коэффициента множественной корреляции ($r_{12...m}^2$) носит название коэффициента детерминации α . Он измеряет ту долю вариации y (D), которая определена влиянием $x_1, x_2...x_m$.

Использование коэффициента детерминации весьма целесообразно в технологическом анализе. Он более удобен, ибо прямо отражает долю тех изменений выходной величины (D), которые зависят от контролирующих входных величин других характеристик.

Ввиду того, что между содержанием марганца и показателем истинного сопротивления разрыву S_k установить зависимость трудно, то можно для описания влияния легирования металла швов марганцем на его структуру и механические свойства использовать соотношение $MnO/Mn_{т.р}$ (таблица 6).

Таблица 6 – Истинные сопротивления разрыву S_k и содержание полигонального феррита (ПФ) при различных соотношениях $MnO/Mn_{т.р}$

$MnO/Mn_{т.р}$	30	60	90	120	130
S_k , МПа	1970	1591	1176	1072	1063
ПФ, об.%	22	42	92	89	75

Зависимость между S_k и $MnO/Mn_{т.р}$ может быть представлена в виде:

$$y_1 = S_k = 2223 \cdot 0,934^x, \quad (19)$$

где x – соотношение $MnO/Mn_{т.р}$.

Зависимость между ПФ (y_2) и $MnO/Mn_{т.р}$ (x) можно выразить так:

$$y_2 = \text{ПФ, \%} = 42,01 \ln x - 119,126. \quad (20)$$

Наконец, зависимость между обобщенным показателем и указанным соотношением (приведено в таблице 7) можно представить в виде:

$$y_3 = D = 0,83 \cdot 0,995^x. \quad (21)$$

Таблица 7 – Зависимость между обобщенным показателем и соотношением $MnO/Mn_{т.р}$

$MnO/Mn_{т.р}$	167,7	155,3	51,9	99	30,6	72	136,2	44,8	66,2	50,1	55,6
D	0,41	0,342	0,712	0,409	0,745	0,503	0,401	0,645	0,673	0,569	0,641

Таким образом, полученные результаты позволяют использовать соотношение $MnO/Mn_{т.р}$ для оценки влияния содержания марганца в металле сварных швов на его структуру и механические свойства.

Литература

1. Анализ структурного состава металла швов, выполненных сварочными проволоками феррито-перлитного класса / В.Ф. Грабин [и др.] // Автомат. сварка. – 2003. – № 8. – С. 18–20.
2. Влияние распределения марганца между структурными составляющими на свойства металла низколегированных швов / Грабин В.Ф. [и др.] // Автомат. сварка. – 2007. – № 12. – С. 26–29.
3. Вознесенский, В.А. Статистические методы планирования эксперимента в технико-экономических исследованиях / В.А. Вознесенский. – М.: Финансы и статистика, 1981. – 264 с.

УДК 621.79.01:621.793.1 + 621.785.5

В.М. КОНСТАНТИНОВ, д-р техн. наук,
Г.А. ТКАЧЕНКО, канд. техн. наук,
А.В. КОВАЛЬЧУК (БНТУ)

ПОВЫШЕНИЕ ЖЕСТКОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ОСНОВЫ СИСТЕМ «КОНСТРУКЦИОННАЯ СТАЛЬ – НИТРИД ТИТАНА»

Введение. Разработка нанокompозитных покрытий с характерным размером зерна менее 100 нм для повышения надежности эксплуатации высокоответственных механизмов и одновременная ми-

нимизация за счет этого их массогабаритных параметров является актуальной и перспективной задачей для современного материаловедения и машиностроения в целом. Однако разрабатываемые в настоящее время наноструктурированные покрытия имеют существенные недостатки, ограничивающие их эффективность:

1) Высокий уровень внутренних напряжений ограничивает их эффективную толщину. В этой связи решающее значение приобретают механические свойства. Жесткость собственно покрытия не может обеспечить его работоспособность, прочностные свойства ограничены усилием и нагрузкой, которые может выдерживать основа без продавливания покрытия. Выраженный градиент твердости между основой и покрытием приводит к разрушению покрытия на мягкой основе. Подтверждением тому служат теоретические исследования автора работы [1], которые показали, что для тонких твердых покрытий проявляется эффект снижения несущей способности слоистой системы (топокомпозита). Этот эффект заключается в снижении предельной нагрузки, действующей на топокомпозит, до появления пластической деформации в материале основы (продавливание покрытия) по отношению к нагрузке, прикладываемой к основе без покрытия и приводящей к такой же пластической деформации в ней. Решением проблемы следует считать рассмотрение характеристик топокомпозита – жесткости, твердости и предела текучести, варианты расчета которых предложены в работе [2];

2) Относительно высокая стоимость покрытий. Резервом снижения затрат на покрытия может стать научно обоснованное снижение их толщины за счет применения более жесткого и прочного подслоя. Перспективным в области снижения издержек на производство простых покрытий является применение в качестве материала основы вместо дорогих высоколегированных конструкционных и инструментальных материалов более дешевых углеродистых сталей. Однако применение «сырой» металлической основы малоэффективно. В этой связи в литературе появляется все больше информации о применении так называемых двойных технологий, предусматривающих модификацию поверхностного слоя основы и последующее нанесение покрытия.

По цели применения модифицирование металлической основы можно условно разделить на 2 группы, в одной из которых основ-

ной целью является увеличение прочности сцепления покрытия и основы, а во второй – получение для основы твердости и износостойкости, близких к покрытию.

В первом случае наиболее часто рассматриваются предварительный подогрев (для уменьшения растягивающих напряжений на границе раздела между покрытием и основой и дополнительной взаимодиффузии), облучение частицами с высокой энергией (для увеличения содержания углерода и уменьшения содержания кислорода (примесные элементы) в зоне нанесения покрытия, уменьшения коэффициента трения покрытия на 20–30 %), ионная имплантация (модифицирование тонкого поверхностного слоя основы – изменение условий зарождения покрытия и характера сопряжения покрытия с основой), ионная бомбардировка (на начальной стадии осаждения покрытия – формирование на межфазной границе протяженного переходного слоя комбинированного состава с градиентом концентрации элементов основы и покрытия и получение текстуры, соответствующей ориентации плоскостей (100) параллельно поверхности), различные виды предварительной очистки (выявление границ зерен, углублений, дислокаций, дислокационных трубок и так далее) [3–5].

Во втором случае внимание акцентируется, в основном, на возможности применения способов химико-термической обработки (ХТО) для повышения твердости и износостойкости основы, необходимой для увеличения времени до наступления момента исчерпания несущей способности покрытия из-за локальных повреждений на участке трения [6–8].

Материалы и методики эксперимента. При проведении работы в качестве материала основы были выбраны армко-железо и сталь 12X18H10T, которые практически не упрочняются термически и поэтому в качестве упрочняющей обработки для них была выбрана упрочняющая химико-термическая обработка, включающая низко-температурную нитроцементацию при температуре 550–600 °C в течение 7 ч. Низкотемпературная нитроцементация проводилась в порошковой среде в контейнере, герметизируемом плавким затвором. В качестве насыщающей среды использовалась смесь порошков следующих материалов: железосинеродистый калий 60 % $K_4Fe(CN)_6$ + древесный уголь 30 % C + активатор процесса

химической реакции 10 % BaCO_3 . Предварительная термическая обработка образцов отсутствовала.

Толщина покрытия TiN на всех образцах составила $1 \pm 0,001$ мкм, микротвердость на уровне 20–22 ГПа [9].

Результаты исследований. После низкотемпературной нитроцементации толщина слоя на армо-железе составила 80 мкм, на нержавеющей стали – 120 мкм. Толщину слоя определяли измерением микротвердости от поверхности до сердцевины образца с шагом в 30–40 мкм. Резкое падение твердости принималось за границу между слоем и основным материалом (рисунки 1, 2).

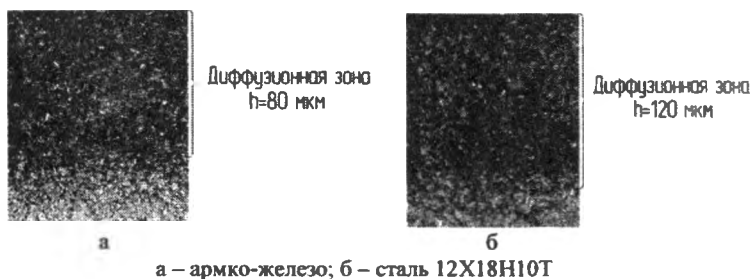


Рисунок 1 – Микроструктуры диффузионного слоя после ХТО

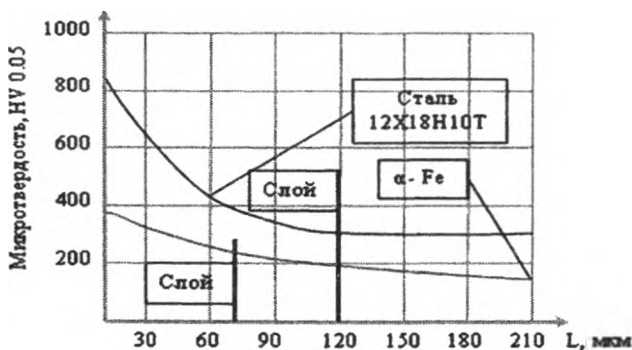


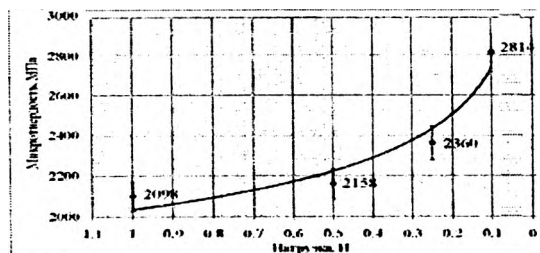
Рисунок 2 – Распределение микротвердости по глубине диффузионного слоя

Твердость до нитроцементации (равновесное состояние, после полного отжига): 12X18H10T – твердость поверхности 80 HRB, что соответствует 1520 МПа, армко-железо – твердость поверхности 70 HRB, что соответствует 1250 МПа; после диффузионного насыщения: 12X18H10T – твердость поверхности 88 HRB, что соответствует 1840 МПа, армко-железо – твердость поверхности 80 HRB, что соответствует 1520 МПа.

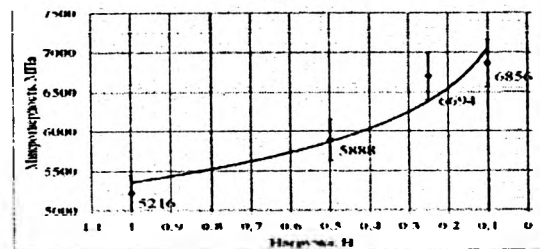
Анализ результатов. Экспериментально установлена зависимость твердости топокомполитов от величины прикладываемой нагрузки (рисунок 3). Разница в микротвердости покрытий на чистых образцах железа и стали 12X18H10T составляет в среднем 300 HV. На образцах после нитроцементации разница в микротвердости увеличивается в среднем до 6000 HV, то есть эффект от предварительной ХТО стали 12X18H10T выше.

Анализ построенных зависимостей показывает, что на образцах с модифицированной основой твердость существенно выше и увеличение ее с уменьшением прикладываемой нагрузки больше, чем на «сырой» основе. Это также свидетельствует о том, что само покрытие работает лучше и эффекта снижения несущей способности не наблюдается, о чем также свидетельствуют значения твердости при нагрузках 0,25 Н и 0,1 Н. Следовательно, более ощутимый вклад в эффективную твердость системы вносит покрытие (так как уже не продавливается или продавливается значительно тяжелее). На рисунке 4 показано относительное повышение твердости образцов от вида обработки.

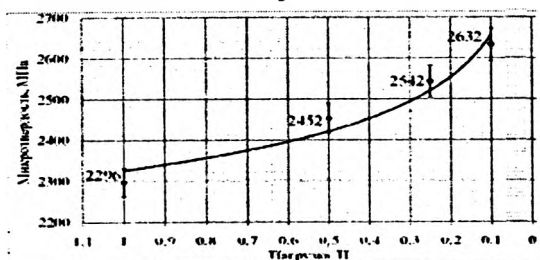
Так как несущая способность и эффективные механические свойства систем «конструкционная сталь – наноструктурированный нитрид титана» в большей степени зависят от свойств материала основы, то в качестве резерва повышения свойств таких систем в общем случае предложены следующие основные требования к металлическим основам для нанесения твердого наноструктурированного покрытия:



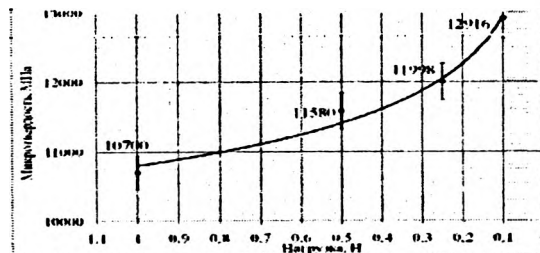
а



б



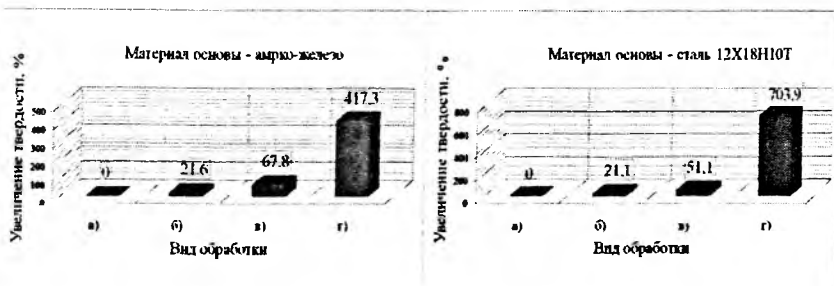
в



г

а – армко-железо; б – армко-железо после ХТО; в – 12Х18Н10Т;
г – 12Х18Н10Т после ХТО

Рисунок 3 – Зависимости микротвердости образцов от величины прилагаемой нагрузки с различными основами



а – без обработки; б – ХТО; в – покрытие TiN; г – ХТО и покрытие TiN

Рисунок 4 – Относительное повышение твердости образцов от вида обработки

- высокая адгезионная способность и адгезионная прочность;
- высокая когезионная прочность поверхностного (модифицированного) слоя основы;
- высокая схватываемость поверхности материала основы с наносимым покрытием;
- высокое качество поверхности (критерии качества: шероховатость, фактура, наличие загрязнений, наличие оксидных пленок);
- выпуклая форма поверхности (при этом тепловая усадка покрытия и образующиеся в ее результате напряжения способствуют более плотному прижатию покрытия к основе);
- близкое к материалу покрытия значение коэффициента теплового расширения (отсутствие обратимой и необратимой отпускной хрупкости при нагреве в интервале температур осаждения покрытия для стали);
- значения твердости на границе раздела между покрытием и основой должны быть близки к твердости покрытия и плавно снижаться в направлении от границы раздела;
- субмикроскопический размер зерен и включений структурных составляющих материала основы в области границы раздела между покрытием и основой и его возрастание в направлении от границы раздела (идеальный случай – абсолютная размерно-градиентная структура);
- высокое сопротивление малым пластическим деформациям и локализации деформации в поверхностном слое;

– высокое сопротивление контактной усталости и релаксации напряжений;

– другие свойства, способствующие обеспечению преимущественно когезионного или смешанного характера разрушения системы «основа – покрытие» и не противоречащие вышеперечисленным требованиям.

Необходимо учитывать, что в покрытиях TiN создаются значительные остаточные напряжения сжатия, величина которых зависит от толщины нанесенного слоя. По данным работы [10] максимальные значения напряжений сжатия выявлены при толщине покрытия 4,5 мкм. Их величина уменьшается с увеличением толщины покрытия, а оптимальной можно считать толщину 7,8 мкм.

Следует подчеркнуть, что материал основы и степень его легированности не оказывают прямого влияния на механические характеристики слоистой системы, а определяющим фактором повышения качества является повышение жесткости именно подслоя. Так, независимо от химического состава, одинаковая жесткость различных основ при прочих равных условиях будет приводить к получению одинаковых свойств рабочей поверхности слоистой системы. Соответственно эквивалентное (по механическим свойствам поверхностного слоя основы) замещение дорогостоящих высоколегированных конструкционных и инструментальных материалов более дешевыми, поверхностно упрочненными углеродистыми сталями приведет к получению (как минимум) одинаковых свойств топокомпози́тов на их основе и одновременно к положительному экономическому эффекту.

Литература

1. Воронин, Н.А. Топокомпози́ты – новый класс конструкционных материалов триботехнического назначения. Методологические вопросы создания и конструирования: в 2 ч / Н.А. Воронин. – М.: РАН, 1999. – Ч. 1. Трение и износ, 1999. – Т. 20. – № 3. – С. 313–320. – Ч.2. Трение и износ, 1999. – Т. 20. – № 5. – С. 533–544.

2. Воронин, Н.А. Особенности и прикладной аспект механики контактного взаимодействия жесткого сферического штампа с упруго-пластичным слоистым полупространством / Н.А. Воронин //

Механика и физика процессов на поверхности и в контакте твердых тел и деталей машин: Межвуз. сб. науч. тр. – Тверь: ТГТУ, 2006. – С. 32–55.

3. **Иващенко, С.А.** Влияние ионной обработки на изменение исходной шероховатости образцов из сплава Д16 / С.А. Иващенко, С.Г. Койда // Вестник БНТУ, 2010. – № 5. – С.14–17.

4. **Ходасевич, В.В.** Роль предварительного облучения и нагрева подложки в модификации переходного слоя и механических свойств покрытий TiN / В.В. Ходасевич, И.А. Солодухин // Взаимодействие излучений с твердым телом : материалы 3-й Междунар. конф., Минск, 6–8 октября 1999 г. : в 2 ч. / НАН Беларуси, Бел. гос. ун-т, Бел. межвуз. центр обслуживания науч. исслед. – Минск, 1999. – Ч. 2. – С.109–111.

5. **Андреев, А.А.** Вакуумно-дуговое модифицирование поверхности стальных изделий / А.А. Андреев // Технология машиностроения. – 2007. – Т. 5, – № 3–4. – С. 140–148.

6. **Polok, M.** Comparison of the PVD coatings deposited onto plasma nitrited steel / M. Polok // Journal of achievements in materials and manufacturing engineering. – 2010. – V. 42. – № 2. – P.172–179.

7. **Shengli, M.** The composite of nitrided steel and TiN coatings by plasma duplex treatment and the effect of pre-nitrating / M. Shengli // Surface and Coatings Technology. – 2001. – № 137. – P. 116–121.

8. **Mancosu R.** Plasma nitriding and PVD hard coating: a critical overview of duplex coating processing / R. Mancosu // Jornadas Sam/Caonamet/Simposio Materia 2003. – P. 600–603.

9. **Наноструктурные и нанокомпозитные сверхтвердые покрытия** / А.Д. Коротаев [и др.] // Физическая мезомеханика. – 2005. – № 8. – С.103–116.

10. **Савчук, Я.И.** Повышение стойкости дисковых пил при обработке древесностружечных плит нанесением покрытия TiN: дис. ... докт. техн. наук: 05.06.02 / Я.И. Савчук. – Львов, 1984. – 231с.

Ф.Ф. КОМАРОВ, д-р физ.-мат. наук, член-корр. НАНБ,
С.В. КОНСТАНТИНОВ (БГУ),
В.А. КУКАРЕКО, д-р техн. наук (ОИМ НАНБ),
В.В. ПИЛЬКО, канд. физ.-мат. наук (БГУ)

СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ И МИКРОТВЕРДОСТЬ СЛОЕВ TiN, TiCrN, TiSiN И TiAlN, НАНЕСЕННЫХ МАГНЕТРОННЫМ МЕТОДОМ НА ПОДЛОЖКИ ИЗ СТАЛИ 12Х18Н10Т

Введение. Приоритетным направлением современной инженерии поверхности является разработка новых материалов, в частности, создание многокомпонентных нанокомпозитных покрытий с характерным размером зерна менее 100 нм. Одним из таких направлений является создание наноструктурированных сверхтвердых тонкопленочных покрытий на основе TiN. В работах зарубежных авторов (например, [1]) было установлено, что при легировании нитрида титана хромом, кремнием, алюминием наблюдается значительное улучшение эксплуатационных характеристик. Такие покрытия могут быть использованы в машиностроении, электронной технике, авиационной и космической технике, металлообработке, медицинской технике. Целью данной работы является установление влияния добавок Al, Si, Cr на структуру и свойства покрытия TiN.

Методы нанесения покрытий и исследования полученных структур. В качестве подложек для нанесения вакуумных покрытий использовались цилиндрические заготовки (диаметром 15 мм, толщиной 4 мм), изготовленные из проката стали 12Х18Н10Т. Нанесение покрытий проводили на разных режимах: с недостатком (режим А) и избытком реактивного газа (режим С).

Покрытия наносились методом контролируемого реактивного магнетронного распыления композиционных мишеней на основе титана. Исследовали покрытия TiN, TiSiN, TiCrN, TiAlN. Для магнетронного нанесения пленок была использована вакуумная установка типа УРМ 327. Управление расходом азота осуществлялось системой, состоящей из спектрометра S100, персонального компь-

ютера и контроллера обратной связи в реальном масштабе времени по одному из оптических алгоритмов [2].

Сформированные слоистые структуры были изучены с помощью резерфордовского обратного рассеяния (POP) ускоренных ионов гелия с энергией в диапазоне от 1 до 2 МэВ (разрешение детектора 16 кэВ) на ускорителе легких ионов AN 2500 фирмы «High Voltage Engineering Europe B.V.». Исследования проводились на базе исследовательско-технологического центра коллективного пользования «Нанотехнологии и физической электроники» БГУ [3].

Анализ морфологии и фазового состава проводили с помощью просвечивающего электронного микроскопа HITACHI-H800.

Исследование фазового состава проводили также методом рентгеноструктурного фазового анализа. Использовался аналитический метод, основанный на сопоставлении экспериментально измеренных значений межплоскостных расстояний и интенсивности дифракционных линий рентгеновского излучения, рассеянного от изучаемого объекта, с соответствующими значениями справочных стандартов картотеки PDF[4].

Микродюрометрические исследования проводили вдавливанием по методу восстановленного отпечатка, заключающегося в нанесении на испытуемую поверхность образца отпечатка под действием статической нагрузки, приложенной к алмазному наконечнику в течение определенного времени [5]. Также измерения параметров микротвердости проводились наноиндентированием на динамическом микротвердомере Shimadzu Dynamic Ultra Micro Hardness Tester DUH-202 по методике Оливера и Фарра на базе исследовательско-технологического центра коллективного пользования «Нанотехнологии и физической электроники» БГУ [1].

По результатам измерений микротвердости были построены кривые, аппроксимирующие значения твердости на случай очень малых (менее 5 г) нагрузок на индентор.

Результаты исследования и их обсуждение. Установлено, что при низких скоростях съема материала на стадии полировки состав поверхностного слоя стали соответствует ее спецификации. На рисунке 1 представлен спектр POP от переходного слоя TiSi_x , сформированного в ускоренном режиме нанесения.

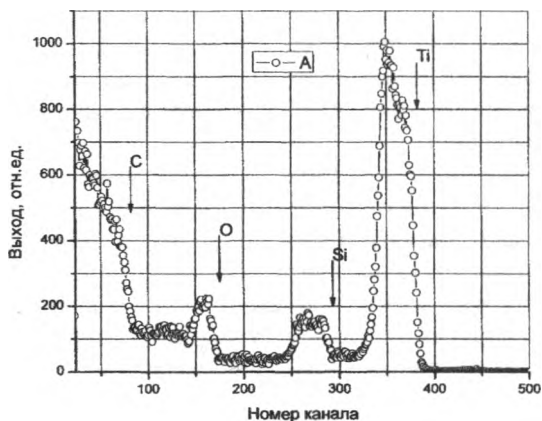


Рисунок 1 – Спектр ROP ионов гелия с энергией 1,5 МэВ от углеродной подложки с переходным покрытием А; время осаждения переходного слоя равно 240 с

Следует отметить, что пик титана обладает существенной асимметрией, пик кремния достаточно однороден, а кислород локализован вблизи поверхности слоя.

Полученные электронно-микроскопические изображения (рисунок 2, а) показали, что отдельные кристаллиты компонент покрытия не могут быть отображены используемой методикой. Дифракционная картина исследуемого покрытия характеризуется сильным уширением дифракционных пиков основной фазы (рисунок 2, б). Все это свидетельствует о наноструктурированности полученного покрытия.

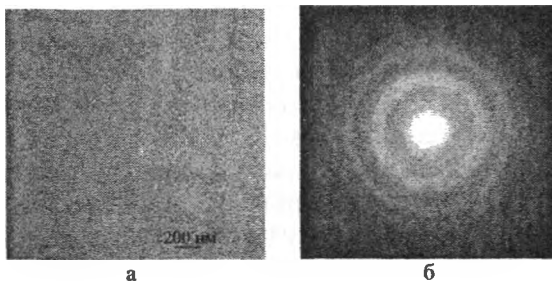


Рисунок 2 – Электронно-микроскопическое изображение (а) и дифракционная картина переходного слоя (б), полученного в режиме А

Видно, что формируемый слой является ультрамелкодисперсным и приближен по структуре к упрочняющему слою. Картина дифракции электронов от переходного слоя, сформированного в режиме А, представлена на рисунке 2, б. Видно, что в режиме А весьма высока доля аморфной фазы.

На рисунке 3, а представлено электронно-микроскопическое изображение переходного слоя, сформированного в режиме С.

Размер зерен, рассчитанный по формуле Дебая-Шерера, составляет около 4 нм. Отдельные кристаллиты покрытия плохо разрешаются на фотографии, что свидетельствует о дисперсности и однородности покрытия. Сильное уширение дифракционных пиков (рисунок 3, б) основной фазы свидетельствует о наноструктурированности покрытия.

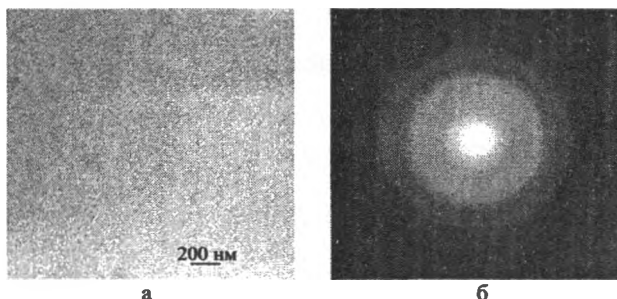


Рисунок 3 – Электронно-микроскопическое изображение (а) и картина дифракции электронов от переходного слоя (б), полученные в режиме С

В образцах с покрытиями TiSiN, TiCrN не обнаружено фаз Si и Cr, что свидетельствует о замещении атомами Si и Cr атомов Ti в фазе нитрида титана. Кроме этого, данные рентгеноструктурного анализа свидетельствуют об образовании твердого раствора азота в матричной аустенитной γ -фазе после нанесения покрытий на основе TiN. Отсутствие фаз нитридов Si и Cr (рисунок 4) также подтверждается результатами электронной просвечивающей микроскопии.

Результаты микродюрометрического анализа позволяют оценить влияние легирующих элементов на микротвердость покрытия TiN (таблица 1). Наибольшим значением микротвердости обладает покрытие TiAlN (№ 4) – 52130 МПа, а также покрытие TiAlN (№ 3) –

28270. Это объясняется наличием Al, который, как было установлено, позволяет значительно повысить микротвердость покрытия TiN.

Таблица 1 – Результаты измерений микротвердости покрытий, МПа

Покрытие	Нагрузка Р, Н			
	0,09	0,24	0,49	0,98
исходное состояние	2370			
покрытие TiN	2630	2540	2450	2300
покрытие TiSiN	3850	3140	2770	2400
покрытие TiCrN	3320			
покрытие TiAlN (№ 1)	13280	6030	4380	3610
покрытие TiAlN (№ 2)	11020	5390	3260	2800
покрытие TiAlN (№ 3)	28270			
покрытие TiAlN (№ 4)	52130			

Измерения проводили при различных нагрузках для построения кривых, аппроксимирующих значения микротвердости для случая малых нагрузок на индентор (рисунок 4).

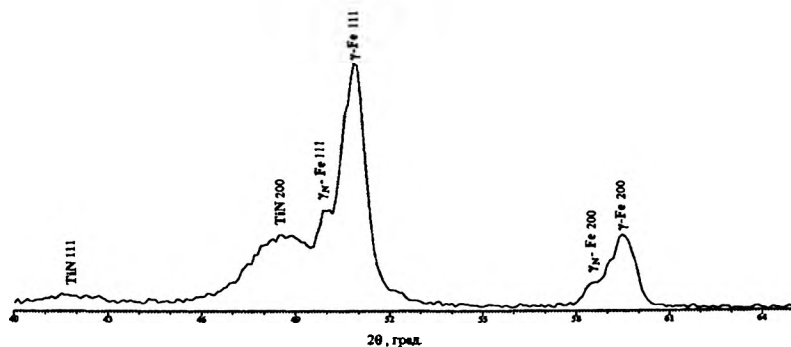


Рисунок 4 – Фрагмент рентгеновской дифрактограммы (CoKα) от поверхности нержавеющей стали 12X18H10T с покрытием TiSiN

В случае первого покрытия TiAlN наблюдается малый угол наклона разгрузочной кривой, что свидетельствует о малой жесткости и преимущественно вязком характере разрушения покрытия (рисунок 5).

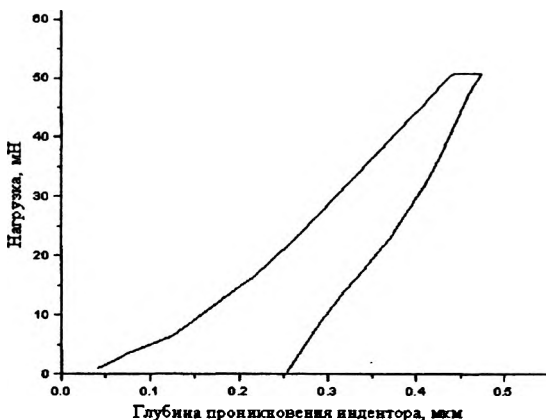


Рисунок 5 – Кривые нагружения-разгрузки для образца покрытия TiAlN (№ 1) на подложке из нержавеющей стали 12Х18Н10Т

Во втором случае регистрируется больший наклон разгрузочной кривой. Это характеризует преимущественно хрупкий характер разрушения и высокую жесткость покрытия (рисунок 6). Наибольшая твердость была зафиксирована на покрытии TiAlN (таблица 1) на нержавеющей стали: 52 ГПа. Такую высокую твердость можно объяснить оптимальным содержанием алюминия (50 %) и хорошим качеством нанесенного покрытия. В его составе зафиксировано минимальная концентрация кислорода. В случае содержания алюминия 25 % наблюдается заметно меньшее значение микротвердости – 28 ГПа (таблица 1).

Заключение. Установлено наличие фазы твердого раствора азота в γ -Fe в образцах на нержавеющей стали 12Х18Н10Т с покрытиями TiSiN, TiCrN. Фазы CrN не обнаружено в образце с покрытием TiCrN, также не обнаружено фазы Si_3N_4 в образце с покрытием TiSiN. Это может свидетельствовать о замещении атомами Cr и Si атомов Ti в фазе нитрида титана с образованием твердого раствора с широкой областью гомогенности.

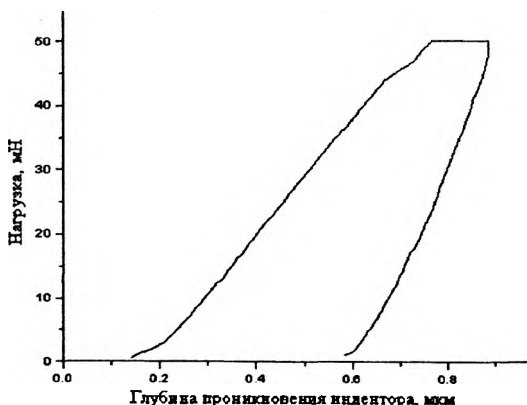


Рисунок 6 – Кривые нагружения-разгрузки для образца покрытия TiAlN (№ 2) на подложке из нержавеющей стали 12Х18Н10Т

Легирование покрытий нитрида титана алюминием, кремнием или хромом приводит к значительному повышению твердости, а также адгезионной прочности наносимого покрытия. Так, например, микротвердость при легировании кремнием покрытий нитрида титана возрастает с 2600 МПа до 3800 МПа, а при легировании алюминием – до 52 000 МПа. Это позволяет добиться высоких эксплуатационных характеристик при меньшей толщине покрытия.

Литература

1. Кавалейро, А. Наноструктурные покрытия. Серия «Мир материалов и технологий» / А. Кавалейро, Д. де Хоссон. – М.: Техносфера, 2011. – 752 с.
2. Интенсификация процессов формирования твердотельных структур концентрированными потоками энергии / А.П. Бурмаков [и др.]; под общ. ред. А.П. Достанко и Н.К. Толочко. – Минск: Бестпринт, 2005. – 682 с.
3. Комаров, Ф.Ф. Неразрушающий анализ поверхностей твердых тел ионными пучками / Ф.Ф. Комаров, М.А. Кумахов, И.С. Ташлыков. – Минск: изд-во Университетское, 1987. – 256 с.

4. Powder Diffraction File. Data Cards. Inorganic Section Sets 1–34. JCPDS. Swarthmore Pennsylvania, USA, 1948–1984.

5. Булычев, С.И. Испытание материалов непрерывным вдавливанием индентора / С.И. Булычев, В.П. Алехин. – М.: Машиностроение, 1990. – 224 с.

УДК 669.58

**Н.И. УРБАНОВИЧ,
Д.В. ГЕГЕНЯ (БНТУ)**

ИЗУЧЕНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ИЗГАРИ В СОСТАВЕ НАСЫЩАЮЩИХ СМЕСЕЙ ДЛЯ АКТИВАЦИИ ПРОЦЕССА ДИФфуЗИОННОГО НАСЫЩЕНИЯ

Цинкование занимает одно из ведущих мест среди многочисленных процессов нанесения защитных покрытий на стальные и чугунные изделия. В настоящее время все большее применение находит термодиффузионное цинкование. Существенной проблемой порошковых процессов химико-термической обработки является отсутствие собственного сырья.

В настоящей статье авторами рассмотрена целесообразность полной или частичной замены чистого цинка и различных активаторов, содержащихся в насыщающих средах, на изгарь в процессе нанесения термодиффузионных защитных цинковых покрытий.

Известно, что изгарь представляет собой цинксодержащие отходы, образующиеся при горячем цинковании. С целью обезжиривания, травления и флюсования поверхности, стальные изделия предварительно проходят обработку в водных растворах кислот и солей, содержащих ионы хлора. Изгарь образуется на поверхности расплавленного цинка в результате взаимодействия флюса с металлом и представляет собой полурасплавленную массу, которую периодически удаляют механическим способом. Следует отметить, что после остывания изгарь имеет вид рассыпчатого порошка (рисунок 1).

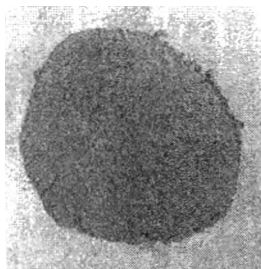


Рисунок 1 – Внешний вид изгари

В состав изгари кроме цинка, оксида цинка, алюминия, углерода и других элементов входит также и хлор (таблица 1). При термодиффузионном цинковании в качестве активатора используют различные галогениды, в частности хлористый аммоний, в состав которого входит хлор, являющийся поставщиком ионов цинка к поверхности цинкуемого изделия. Исходя из вышеизложенного, целью работы было изучение возможности использования изгари в составе насыщающей смеси для термодиффузионного цинкования, как активирующего компонента, а также цинксодержащего компонента.

Таблица 1 – Химический состав изгари

Наименование элементов	Zn	O	C	Si	P	S	Cl
Содержание элементов, % по массе	65,66	22,22	6,68	0,64	0,05	0,10	2,80
Наименование элементов	K	Ca	Mn	Fe	Cu	Al	Pb
Содержание элементов, % по массе	0,10	0,10	0,10	0,27	0,46	0,63	0,16

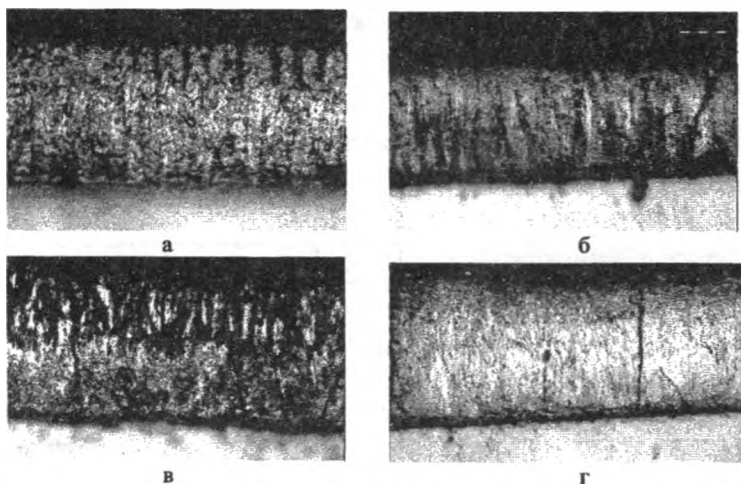
Исходными компонентами для цинкования являлись порошки цинка марки ПЦВД-0 (ГОСТ12601-67) зернистостью $\leq 0,063$ мм, изгари – $\leq 0,4$ мм, гартцинка – $\leq 0,094$ мм, хлористого аммония (ГОСТ 3773-60), корунда(Al_2O_3) с насыпной плотностью $1,8 \text{ г/см}^3$ (таблица 2).

Таблица 2 – Составы насыщающих сред и режимы цинкования

Массовая доля компонентов в насыщающих средах, %	Условия ХТО		Толщина диффузионного слоя, мкм
	$t, ^\circ\text{C}$	$\tau, \text{ч}$	
20 изгарь + 80 Zn	450	4	103
20 изгарь + 80 гартцинк	450	4	98
98 изгарь + 2 NH_4Cl	450	4	105
100 изгарь	450	4	105

Перед использованием изгарь просеивали через сито с диаметром ячейки $\leq 0,4$ мм с целью удаления крупной фракции, представляющей собой корольки цинка. После проведения цинкования насыщающая смесь не спекалась.

Поверхность образцов диффузионно оцинкованных образцов характеризуется достаточно ровным покрытием, имеющим светлосерый цвет (рисунок 2).



а – 20 % изгарь + 80 % Zn; б – 20 % изгарь + 80 % гартцинк;
в – 98 % изгарь + 2 % NH_4Cl ; г – 100 % изгарь

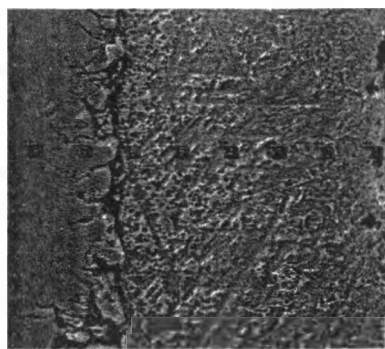
Рисунок 2 – Микроструктуры цинковых слоев полученных при термодиффузионном насыщении в смесях содержащих изгарь, $\times 400$

Анализ результатов показал, что добавка изгари в количестве 20 % в насыщающие среды, Zn и гартцинк позволила получить покрытия такой же толщины (примерно 95–105 мкм), как и при добавке активатора (NH_4Cl) в количестве 2 % в смеси следующего состава (% по массе): 98 % Zn и 98 % гартцинк.

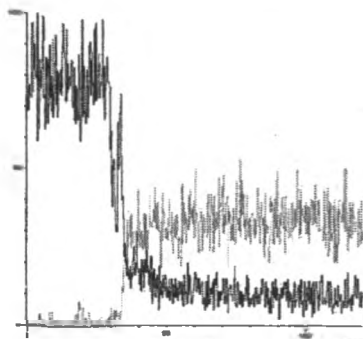
При насыщении образцов в средах, состоящих только из изгари и изгари с добавкой активатора NH_4Cl в количестве 2 %, значения толщин слоев составляют 105 мкм. Полученные значения близки к значениям толщин слоев, получаемых при термодиффузионном насыщении с соблюдением такой же технологии в насыщающих средах, состоящих из (% по массе): 60 % Zn + 38 % Al_2O_3 + 2 % NH_4Cl .

На рисунке 3 представлено распределение элементов в точках и по линии в цинковом слое, полученном при термодиффузионной обработке в насыщающей среде, состоящей из 98 % изгарь + 2 % NH_4Cl . Очевидно, что распределение присутствующих в слое элементов неравномерное. В частности, концентрация железа увеличивается по мере приближения к основе (точки 5, 6), что способствует формированию фаз с более высокой твердостью (Γ -фазы, δ -фазы). Среднее содержание железа по слою составляет около 9 %. Из литературных источников, например, [1] известно, что максимальные защитные свойства цинковых покрытий могут быть получены при содержании железа в поверхностной зоне слоя в пределах от 9 до 12 %. А так как в исследуемом слое такие условия соблюдаются, то можно полагать, что данное покрытие будет иметь достаточную коррозионную стойкость. Наличие железа в покрытии и его плавный концентрационный переход к железной основе способствует размыванию границ между фазами, и тем самым увеличению прочности сцепления одного фазового слоя к другому.

Анализ полученных результатов по термодиффузионному насыщению в средах, представленных выше, позволяет сделать вывод, что изгарь можно использовать в качестве цинксодержащего компонента насыщающей, а также в качестве самостоятельной насыщающей смеси. Использование изгари в качестве насыщающей смеси имеет преимущество, состоящее в том, что изгарь представляет собой готовый порошок, требующий только отсева крупной фракции.



а



б

Спектр	Al	Si	S	Cr	Mn	Fe	Zn
1				0,59		8,49	90,92
2				0,77		8,79	90,44
3				0,50		9,64	89,86
4				0,18		11,26	88,56
5	0,32	0,71	0,25	1,20	0,27	12,10	85,15
6		0,33		0,23	0,32	18,07	81,05
7		0,23		0,08	0,51	95,96	3,24
8		0,23		0,13	0,28	97,53	1,83
Суммар. спектр						32,75	67,25
Max	0,32	0,71	0,25	1,20	0,51	97,53	90,92
Min	0,32	0,23	0,25	0,08	0,27	8,49	1,83

в

а – микроструктура цинкового покрытия с указанием точек, в которых проводился анализ элементов; б – распределение железа и цинка по линии;
в – таблица элементного состава по точкам

Рисунок 3 – Распределение элементов по цинковому покрытию, полученному в среде, состоящей из изгарн

Таким образом, изгарь можно рекомендовать в качестве дешевого заменителя цинка для термодиффузионного насыщения стальных изделий.

Литература

1. Кухарев, Б.С. Диффузионные цинковые слои: получение, структура и свойства / Б.С. Кухарев, Н.Г. Кухарева, С.Н. Петрович. – Металловедение и термическая обработка металлов. – 2000. – № 7. – С. 6–10.

УДК 621.793

К.Е. БЕЛЯВИН, д-р техн. наук (БНТУ),
М.А. БЕЛОЦЕРКОВСКИЙ, д-р техн. наук,
И.А. СОСНОВСКИЙ (ОИМ НАН Беларуси)

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ИНДУКЦИОННОГО НАГРЕВА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ПОРОШКОВ ФЕРРОМАГНИТНЫХ СПЛАВОВ

Введение. Нанесение покрытий из ферромагнитных сплавов [1] с использованием индукционного нагрева предполагает учет физических свойств используемых материалов. При индукционном нагреве материалы, обладающие ферромагнитными свойствами, в отличие от парамагнитных материалов, нагреваются значительно интенсивнее. В настоящей работе рассмотрен процесс формирования покрытий из порошков самофлюсующихся сплавов на железной основе в поле центробежных сил.

Технология получения покрытий. Нанесение покрытий из порошков ферромагнитных материалов на внутренние поверхности быстроизнашивающихся деталей осуществляется следующим образом. Деталь устанавливают в центрирующую оправку и закрепляют зажимным приспособлением с упругим поджимом. Затем деталь приводят во вращение, а устройство перемещают на позицию нагрева до полного вхождения внутреннего индуктора ТВЧ в полость детали и предварительно нагревают до температуры, которую определяют из соотношения:

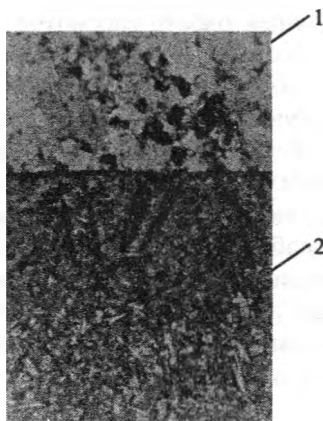
$$T \geq K \left(T_{\kappa} + \frac{m_1 c_1}{mc} (T_{\kappa} - T_0) \right),$$

где: T_k – температура Кюри для порошка, К; m_1 – масса материала покрытия, кг; m – масса детали, кг; c – удельная теплоемкость материала детали, Дж/(кг·град); c_1 – удельная теплоемкость порошка Дж/(кг·град); T_0 – начальная температура порошка, К; $K = 1,1-1,2$ – коэффициент запаса, учитывающий потери теплоты в окружающую среду, устанавливаемый экспериментально.

Далее нагрев ТВЧ прекращают и осуществляют загрузку мерной дозы порошка в полость детали при ее вращении. При этом посредством теплопередачи от детали порошковый слой нагревается выше температуры Кюри, теряет свои ферромагнитные свойства и переходит в парамагнитное состояние. Затем деталь снова перемещают на позицию нагрева, где предварительно сформованный порошковый слой спекается и расплавляется на внутренней поверхности детали.

По окончании процесса нанесения покрытия отключают нагрев и привод вращения детали, извлекают деталь из устройства и обрабатывают покрытие.

Металлографические исследования покрытий. Микроструктура наплавленного покрытия ($T = 1420$ К) из порошка самофлюсующегося сплава на железной основе ПР-Х4Г2Р4С2Ф показана на рисунке 1.



1 – основной материал колеса; 2 – материал покрытия

Рисунок 1 – Микроструктура переходной зоны покрытие – основа, $\times 300$

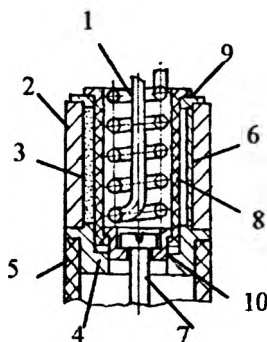
Из рисунка очевидно, что покрытие качественное, плотное, при этом имеется четкая граница сплавления покрытия с основой шириной 20–50 мкм. Вблизи границы сплавления встречаются довольно крупные дендритные образования борцементита и веерообразной эвтектики. По мере удаления от границы сплавления к середине наплавленного слоя крупные выделения исчезают, имеет место мелкодисперсная структура с четко видимыми выделениями карбоборидов разных форм и размеров. Далее, ближе к внешнему краю покрытия, структура не изменяется и остается мелкодисперсной. Микротвердость матрицы покрытия соответствует 6130–6570 МПа, железо-хромистых соединений – 6570–7240 МПа, боридов – 9740–10600 МПа и эвтектики – 7240 МПа. Прочность сцепления покрытия с основой составляет 250–280 МПа.

Высокая твердость и износостойкость покрытия с указанной структурой определяется наличием твердого раствора на основе α -Fe с карбидными (Me_3C) и боридными (Me_2B) выделениями различных форм и размеров, а также эвтектики типа $\text{Me}(\text{Si}, \text{B})$.

Исследования показали, что уменьшение температуры нанесения покрытия до 1300–1200 К нежелательно, так как приводит к образованию спеченной пористой структуры у покрытия и значительному (15–25 %) снижению его прочности сцепления с основой детали. Напротив, увеличение температуры до 1500 К и выше недопустимо вследствие возможного перегрева материала детали и образования грубой структуры у покрытия. Поэтому для получения высоконадежных покрытий температура наплавки порошка ПР-Х4Г2Р4С2Ф должна находиться в пределах 1370–1450 К.

Способы и устройства для получения покрытий из ферромагнитных материалов. Для нанесения покрытий с использованием внутреннего нагрева можно использовать шпиндельное устройство [2] с упругим винтовым поджимом с наладкой, показанной на рисунке 2.

В наладке в качестве формирующего стержня используется керамическая втулка, которая обеспечивает нагрев размещенного в зазоре закрытой формы порошка из ферромагнитных сплавов.

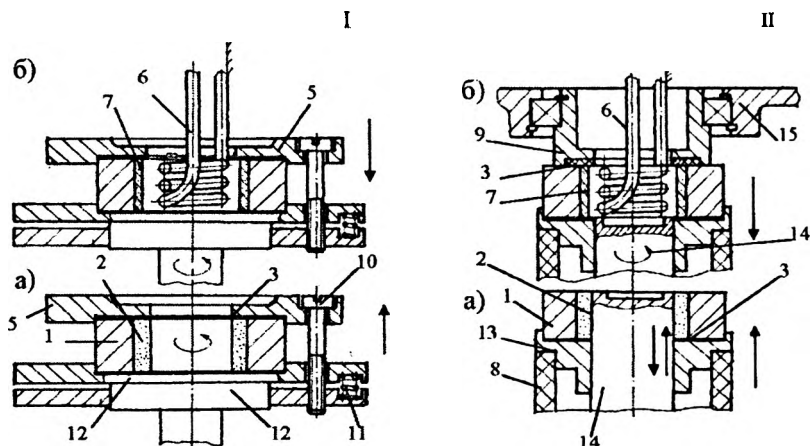


1 – индуктор; 2 – заготовка; 3 – порошковая засыпка; 4 – оправка с центральным стержнем; 5 – керамическая труба шпинделя; 6 – покрытие; 7 – винт; 8 – керамическая втулка; 9 – шайба; 10 – колпачок

Рисунок 2 – Наладка для внутреннего нагрева, предназначенная для работы со шпинделем, оснащенным упругим поджимом

Однако, внутренний нагрев в закрытой форме (рисунок 2) весьма непроизводителен, так как эффективный зазор между индуктором и ферромагнитной деталью увеличивается не только на толщину порошковой засыпки слоя, но и на толщину формирующей керамической трубки. Поэтому, чтобы максимально приблизить поверхность индуктора к поверхности нагреваемой основы и порошка и повысить КПД нагрева, внутренний нагрев при вертикальном формовании целесообразно осуществлять в открытых формах, исключающих необходимость присутствия формирующих элементов в момент нагрева. Наиболее подходящим для вертикальной технологической схемы центробежного индукционного нанесения покрытий является применение удаляемого формирующего элемента перед осуществлением операции нагрева (рисунок 3). Удаляемый элемент должен сначала обеспечить возможность засыпки порошка в зазор и тем самым равномерно распределить его по внутренней поверхности заготовки в статическом состоянии шпиндельного устройства и только затем, придав форме вращение (для того, чтобы уберечь сформованный слой от разрушения), его можно извлекать из вращающейся с формой детали. Для установок и шпиндельных устройств простейшего исполнения (схема I рисунка 3 и рисунок 4)

оно может быть выполнено в виде отдельного от шпиндельного устройства вспомогательного стержня (рисунок 5 а, б) и в виде специальных (схема II рисунка 3) встроенных в шпиндель стержней, установленных с возможностью вертикальных перемещений.



1 – заготовка; 2 – порошковая засыпка; 3 – прокладка; 4 – центрирующая оправка с формующим стержнем; 5 – крышка; 6 – индуктор; 7 – покрытие; 8 – шпиндель; 9 – вращаемый упор; 10 – винт крепления заготовки; 11 – упругий элемент; 12 – шпиндель; 13 – полая центрирующая оправка; 14 – перемещаемый формующий стержень; 15 – корпус вращаемого упора; исходная (а)

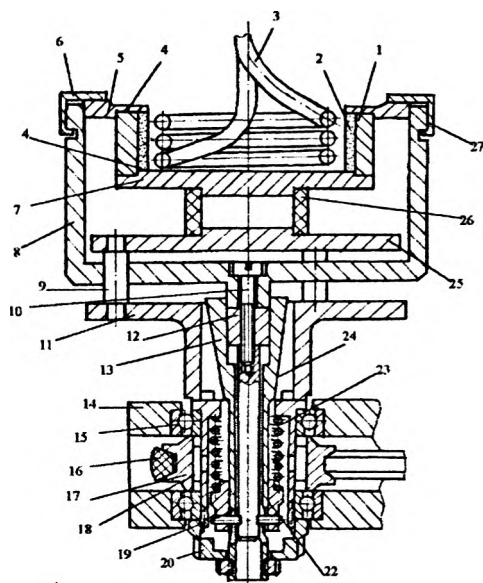
и конечная (б) позиции (\rightleftharpoons , \curvearrowright) – кинематика движений

Рисунок 3 – Принципиальные схемы исполнения устройств с вертикальным расположением оси вращения, обеспечением внутреннего нагрева, с использованием обычной открытой формы (I) и открытой формы с удаляемым стержнем (II)

Устройство для формирования порошковых слоев с использованием извлекаемого стержня во время вращения представлено на рисунке 4.

Аналогичный способ формования реализуется в специальных устройствах по нанесению покрытий, в которых формующий стержень встраивается в шпиндель (схема II рисунка 3 а, б). Обычно в установках этого типа предусматривается позиция (схема II рисунка 3) засыпки порошка между заготовкой 1 и выдвинутым стержнем 14 в статическом состоянии шпинделя, промежуточная позиция (на

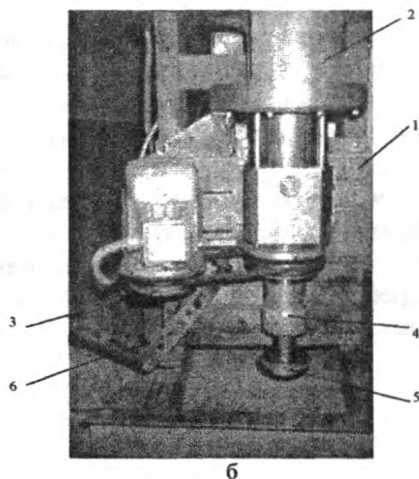
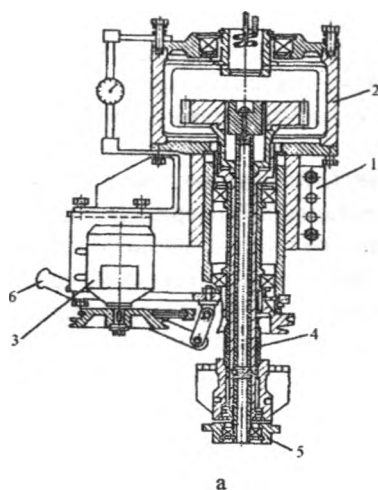
схеме II рисунка 3 не показана) поджима детали 1 к полому корпусу вращаемого упора 9, на которой также обеспечивается вращение и удаление формующего стержня 14 из внутренней полости детали 1 для размещения в освободившемся внутреннем объеме индуктора, а также (схема II рисунка 3 б) – позиция нагрева, на которой индуктор 6 для внутреннего нагрева вводится через полый корпус вращаемого упора 15 при вертикальном перемещении с предыдущей позиции.



1 – деталь; 2 – порошок; 3 – индуктор; 4 – прокладки; 5, 6, 8, 10, 12, 19, 22, 23 – детали упругого поджима; 14 – корпус; 7, 9, 11, 13, 15, 20, 21, 24, 25, 26, 27 – детали узла вращения; 16, 17, 18 – детали привода

Рисунок 4 – Шпиндельное устройство для осуществления центробежного индукционного нанесения порошковых покрытий с внутренним нагревом и вертикальным расположением оси вращения

Подробное описание конструкции устройства для формования покрытий засыпкой порошка в зазор со встроенным и удаляемым во время вращения стержнем, выполненным по схеме II рисунка 3 а, б, приведено в работах [2, 3]. Конструктивная схема установки представлена на рисунке 5 а, ее общий вид – на рисунке 5 б.



1 – станина; 2 – корпус шпиндельного устройства; 3 – привод вращения шпинделя; 4 – винтовой привод перемещения штока стержня; 5 – шток стержня; 6 – рычаг привода вертикального перемещения шпинделя
Рисунок 5 – Конструктивная схема (а) и общий вид (б) изготовленной в металле установки для внутреннего нагрева с используемым внутренним подогревом, встроенным и удаляемым при вращении формующим стержнем

Установка этого типа успешно использовалась при нанесении покрытий на внутренних поверхностях изношенных деталей, в которых в целях сохранения работоспособности наружных поверхностей требовалось применение только внутреннего нагрева [4].

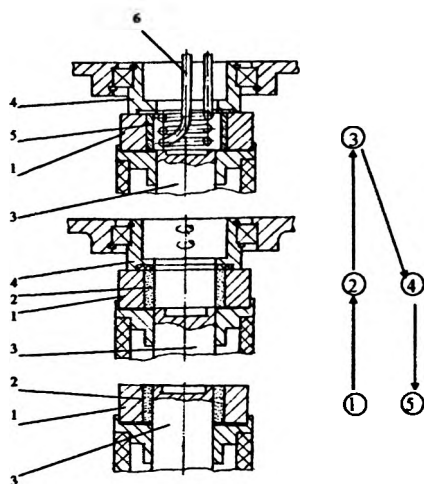
Схема реализации типового технологического процесса нанесения покрытий с внутренним нагревом на установке вертикального типа со встроенным и удаляемым из внутренней полости заготовки формующего стержня для размещения в ней индуктора показана на рисунках 6, 7.

Основной недостаток приведенного технологического процесса состоит в том, что в данном исполнении процесса затрудняется, а иногда и вовсе исключается возможность нанесения ферромагнитных порошков и содержащих их в качестве основных компонентов шихтовых композиций из-за намагничивания и налипания их на индуктор. В результате для нанесения покрытий внутренним нагревом в открытых формах не используются самые дешевые и не менее

износостойкие, чем хромоникелевые сплавы, самофлюсующие порошки на железной основе и шихтовые смеси на их основе.

Для устранения указанного недостатка предложены новые схемы формования покрытий с использованием внутреннего нагрева и порошковых сплавов на железной основе.

Одна из схем приведена на рисунке 7. Внутренний нагрев обеспечивает поверхностный нагрев с минимальной глубиной проникновения электромагнитного поля в материал детали. Однако, чтобы осуществить технологию нанесения ферромагнитных материалов, потребовался предварительный подогрев слоя до температуры потери его магнитных свойств.

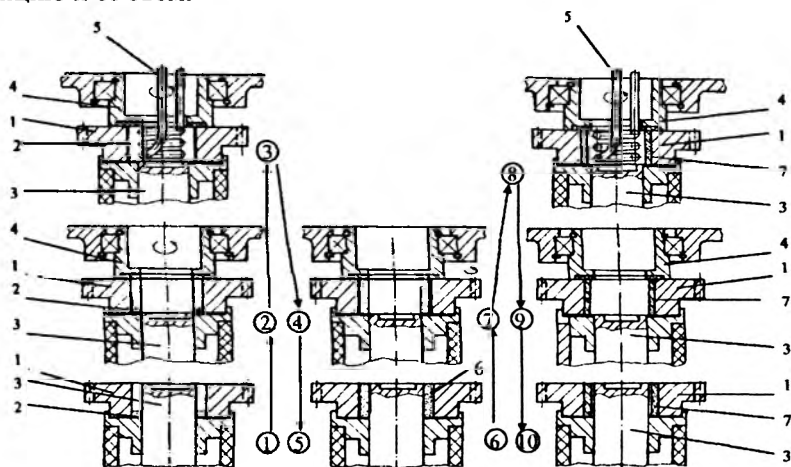


1 – деталь; 2 – порошковая засыпка; 3 – формующий стержень; 4 – поджимной вращающийся упор; 5 – порошковое покрытие; 6 – индуктор ТВЧ

Рисунок 6 – Схема реализации типового технологического процесса нанесения покрытий с внутренним нагревом на установке вертикального типа со встроенным и удаляемым из внутренней полости заготовки формующим стержнем для размещения в ней индуктора

Технологические переходы (рисунок 6): ТП1 – размещение на исходной позиции детали 1 и засыпка порошка 2 в зазор, образованный стержнем 3. ТП2 – перевод (→) детали с порошком 2 и стержнем 3 на промежуточную позицию крепления, обеспечивающую

шей е поджим к упору 4, включение вращения (↻) и удаление стержня из внутренней полости детали 1. ТП3 – перевод (→) закрепленной и вращаемой детали 1 с удерживаемым на внутренней поверхности порошком 2 и освобожденным от стержня 3 объемом на позиции нагрева, при котором обеспечивается размещение индуктора 6 в рабочей зоне, включение нагрева, выдержка под нагревом, получение нанесенного слоя 5 и отключение нагрева индуктора в рабочей зоне. ТП4 – возвращение (←) вращаемой детали 1 на промежуточную позицию, выдержка без нагрева для охлаждения, отключение вращения (↻). ТП5 – возвращение (←) детали 1 с нанесенным слоем 5 при одновременном раскреплении на исходную позицию и ее сьем.



1 – деталь; 2 – флюсовая присадка; 3 – формующий стержень; 4 – поджимной вращающийся упор; 5 – индуктор ТВЧ; 6 – засыпка порошкового сплава или порошковой композиции; 7 – порошковый слой, формируемый вращением и нагревом

Рисунок 7 – Схема формирования покрытия на внутренней поверхности детали (ступицы зубчатого колеса) нанесением слоя из ферромагнитного порошкового сплава на установке вертикального типа со встроенным и удаляемым из внутренней полости формообразующим стержнем для размещения индуктора и обеспечения внутреннего нагрева

Приведем технологические переходы (ТП) осуществляемого процесса нанесения покрытий (рисунок 7): ТП1 – размещение на

исходной позиции детали 1 и засыпки флюсовой присадки 2 в зазор, образованный стержнем 3. ТП2 – перевод (→) детали 1 с флюсовой присадкой 2 и стержнем 3 на промежуточную позицию крепления, обеспечивающей ее поджим к упору 4, включение вращения (↺) и удаление стержня из внутренней полости детали 1. ТП3 – перевод (→) закрепленной и вращаемой детали 1 с удерживаемой на внутренней поверхности флюсовой присадкой 2 и с освобожденным от стержня 3 объемом на позицию нагрева, при котором обеспечивается ввод индуктора 6 в рабочую зону, включение нагрева, выдержка под нагревом для расплавления и растекания флюса, достижения на внутренней поверхности заданной расчетной температуры, способной за счет теплопередачи нагревать порошковую массу сплава, размещаемую в объеме зазора, до температуры точки Кюри, отключение нагрева. ТП4 – возвращение (→) офлюсованной детали 1 на промежуточную позицию, отключение вращения (↺). ТП5 – возвращение (→) детали 1 при одновременном ее раскреплении на исходную позицию. ТП6 – засыпка порошкового сплава в зазор, образованный, формирующим стержнем 3 и нагретой деталью 1. ТП7 – повторение технологического перехода 2 с засыпанным и нагретым до температуры точки Кюри порошком 6 для закрепления включения вращения и удаления стержня 3. ТП8 – повторение технологического перехода 3 для обеспечения вторичного нагрева заготовки 1, слоя 6 и нанесения порошкового покрытия 7 из сплава. ТП9 – повторение технологического перехода 4 для отключения вращения (↺), раскрепления и возвращения (→) детали с покрытием 7 на исходную позицию. ТП10 – съем готовой детали 1 с покрытием 7.

Выводы

1. В результате анализа проведенных исследований для реализации технологии получения покрытий из ферромагнитных материалов на внутренние поверхности деталей предложено использование двухступенчатого технологического цикла, заключающегося в предварительном разогреве заготовки детали до температуры, превышающей температуру Кюри, последующую засыпку присадочно-го материала и окончательный нагрев до температуры спекания или плавления этого материала. Получено математическое соотношение для выбора температуры предварительного нагрева заготовки,

обеспечивающей переход наносимого материала из ферромагнитного в парамагнитное состояние.

2. Металлографические исследования показали, что уменьшение температуры нанесения покрытия до 1300–1200 К нежелательно, так как приводит к образованию спеченной пористой структуры у покрытия и значительному (15–25 %) снижению его прочности сцепления с основой детали. Напротив, увеличение температуры до 1500 К и выше недопустимо вследствие возможного перегрева материала детали и образования грубой структуры у покрытия. Поэтому для получения качественных покрытий температура наплавки порошка самофлюсующегося сплава на железной основе ПР-Х4Г2Р4С2Ф должна находиться в пределах 1370–1450 К.

3. Разработанные технологические схемы, устройства и оснастка для осуществления процессов центробежного нанесения покрытий с использованием двухступенчатого индукционного нагрева позволяют получать качественные покрытия из порошков самофлюсующихся сплавов на железной основе с высокими физико-механическими свойствами на внутренних поверхностях деталей.

Литература

1. **Гафо, Ю.Н.** Порошковые материалы на железной основе, используемые для создания износостойких покрытий / Ю.Н. Гафо, А.В. Сосновский, И.А. Сосновский // Эффективность реализации научного, ресурсного и промышленного потенциала в современных условиях: материалы 2-й Промышл. Междунар. научн.-техн. конф., п. Славское, 25 февраля–1 марта 2002 г. – Киев: УИЦ «Наука, техника, технология», 2002. – С. 49–50.

2. **Кашицин, Л.П.** Схемы формующих наладок для реализации центробежно-индукционной технологии припекания покрытий в процессах восстановления и изготовления биметаллических втулок / Л.П. Кашицин, И.А. Сосновский, А.Л. Худoley // Центробежная техника – высокие технологии: материалы Междунар. научн. конф., Минск, 12–14 ноября 2003 года. – Минск: НПРУП «НПО «Центр», 2003. – С. 95–96.

3. **Кашицин, Л.П.** Центробежно-индукционная наплавка ступиц зубчатых колес / Л.П. Кашицин [и др.] // Сварка и родственные тех-

нологии: Республ. межведом. сб. научн. тр. / ПК ООО «Бестпринт», 1999. – Вып. 2. – С. 117–119.

4. Кашицин, Л.П. Технология центробежного нанесения покрытий с использованием внутреннего индуктора ТВЧ / Л.П. Кашицин, [и др.] // Сварка и родственные технологии: Республ. межведом. сб. научн. тр. / редкол.: В.К. Шелег [и др.]. – Минск: Тонпик, 2005. – Вып. 7. – С. 53–62.

УДК 669.041

Т.Н. СИНИЧЕНКО (БНТУ)

НЕКОТОРЫЕ ПРОБЛЕМЫ ЭНЕРГОЭФФЕКТИВНОСТИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И ПУТИ ИХ РЕШЕНИЯ

В Республике Беларусь собственные запасы топливно-энергетических ресурсов ограничены, и необходимость их импортирования делает экономику зависимой от внешних поставщиков и уязвимой по отношению к резким колебаниям цен на энергоресурсы. При этом энергоемкость внутреннего валового продукта в Беларуси в полтора-два раза выше, чем в развитых государствах со сходными климатическими условиями и структурой экономики. Высока и материалоемкость выпускаемой продукции, недостаточно полно используются вторичные ресурсы и отходы производства [1]. В этих условиях проблема энерго- и ресурсосбережения становится одной из первоочередных и актуальных.

В суммарном потреблении топливно-энергетических ресурсов промышленным комплексом Республики Беларусь доля термических и химико-термических производств составляет свыше 10 %. Оборудование в термическом производстве на большинстве предприятий республики не отвечает современным требованиям. В большинстве своем оно морально и физически устарело, имеет высокую энергоемкость (таблица 1).

В этих условиях Правительством Республики Беларусь проводится энергетическая политика, направленная на модернизацию и трансформацию топливно-энергетического комплекса, снижение энергоемкости всех видов продукции, разработку и внедрение но-

вых ресурсо- и энергосберегающих технологий термической обработки.

Таблица 1 – Характеристика термического производства на предприятиях Министерства промышленности [1]

Наименование показателей	Единица измерения	Величина
Количество термических цехов и участков	шт.	172
Суммарная годовая производственная мощность термических цехов	тыс. т	710 000
Номенклатура деталей, подвергаемых термообработке: – количество наименований деталей – единичная масса деталей (min/max)	наим. кг	1750 0,02/1000
Расход энергоносителей на термообработку 1т продукции (в Республике Беларусь/мировой опыт): – природный газ – электроэнергия	м ³ кВт·ч	147/75 59,3/30,1
Доля объемов термообработки, производимой с использованием современных технологий	%	15

На машиностроительных, станко- и приборостроительных предприятиях Министерства промышленности применяются следующие виды термической обработки:

- нормализация, высокий отпуск, улучшение (закалка + высокий отпуск) в заготовительных производствах;
- химико-термическая обработка (цементация, нитроцементация газовая, цианирование в расплаве солей, азотирование газовое, азотирование ионное в вакууме);
- объемная термообработка (нормализация, закалка + высокий отпуск, закалка + средний и низкий отпуск, отжиг, старение);
- поверхностное упрочение с применением нагрева ТВЧ (машинные и ламповые генераторы);

- обработка в вакууме (отжиг, закалка, отпуск, ионное азотирование).

Проведенный анализ [2] показывает, что в кузнечном производстве ОАО «МАЗ» термической обработке подвергаются все поковки с общим годовым объемом 9 750 т. Применяются следующие виды термической обработки поковок (рисунок 1): нормализация и улучшение. В сумме эти два вида термообработки составляют почти 72,6 % предварительной термообработки. Термообработке подвергаются поковки разных наименований, с различной конфигурацией и массой от 1 до 80 кг из углеродистых, среднелегированных конструкционных сталей (сталь 35, 40, 45, 40Х).

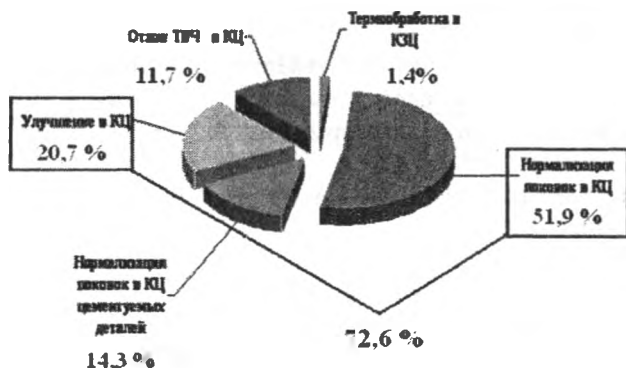


Рисунок 1 – Виды термообработки поковок на ОАО «МАЗ» [3]

Анализ тенденций развития энергосберегающих технологий термической обработки свидетельствует, что проводимые в настоящее время мероприятия по энергосбережению, как правило, направлены на создание нового энергосберегающего термического оборудования и его полную или частичную модернизацию. Вопросы оптимизации режимов и технологий термической обработки с целью энергосбережения недостаточно освещены, что требует выполнения самостоятельного комплекса исследовательских и опытно-промышленных работ.

На Минском автомобильном заводе в рамках ГТПНИ «Металлургия» были проведены исследования, направленные на изыскание

резервов экономии энергоресурсов в процессе термической обработки стальных деталей, и разработаны энерго- и ресурсосберегающие мероприятия, включающие:

- 1) технико-экономический анализ резервов экономии энергоресурсов в процессе термической обработки;
- 2) оптимизацию режимов термической обработки, рациональную замену видов термической обработки на менее энергоемкие при сохранении требуемого уровня механических и эксплуатационных свойств получаемых деталей;
- 3) анализ традиционных видов термической обработки с позиций энергосбережения.

Для деталей, которые в процессе изготовления подвергаются различным видам технологических операций, связанных с многократным нагревом, прогнозирование заданных свойств конечной детали следует начинать на самых первых стадиях её изготовления. Это касается, в первую очередь, процессов регулирования скорости термического воздействия нагрева, выдержки и охлаждения:

- регулирование температурно-временных параметров режимов термической обработки с учетом влияния на изменение структуры и механических свойств;
- применение предварительной термической обработки с использованием температуры концаковки при проведении горячей обработки давлением с последующим высоким отпускком;
- регулирование скоростей охлаждения стальных деталей после операций горячей обработки;

- 4) разработку и согласование рекомендаций по снижению энергопотребления при термической обработке стальных деталей.

Существуют определенные ограничения резервов экономии энергоресурсов в процессе термической обработки стальных деталей. Анализ номенклатуры стальных деталей кузнечного производства ОАО «МАЗ» позволил сформулировать некоторые требования к деталям с точки зрения возможности регулирования скоростей термического воздействия нагрева, выдержки и охлаждения:

- простая геометрическая форма деталей с незначительным переходом по сечению и толщиной ≤ 100 мм.
- детали должны быть изготовлены из среднеуглеродистых и низколегированных сталей с теплопроводностью не менее

40 Вт/(м·К) для уменьшения температурного градиента по сечению при нагреве;

- детали по заводской технологии должны подвергаться закалке и высокому отпуску;

- объемы производства указанных деталей должны быть значительными для эффективности энергосберегающих мероприятий (крупносерийное, массовое производство).

К этим деталям из проанализированной номенклатуры стальных деталей кузнечного производства ОАО «МАЗ» относятся: гайка (сталь 40) размером $\varnothing 118 \times 15$ мм, головка штанги (сталь 35) – $\varnothing 185 \times 85$ мм, рычаг (сталь 40) – $\varnothing 30 \times 14 \times 85$ мм, стакан (сталь 40) – $\varnothing 169 \times 59$ мм, палец (сталь 40X) – $\varnothing 84 \times 200$ мм.

На основании разработанных энерго- и ресурсосберегающих мероприятий на ОАО «МАЗ» были проведены экспериментальные работы по оптимизации режимов и технологий термической обработки выбранных стальных деталей [4]. На детали палец из стали 40X изучено влияние фактора уменьшения времени нагрева при закалке на структуру и механические свойства.

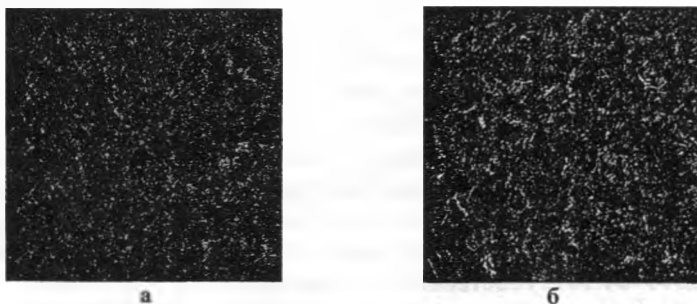
Время нагрева определяется, в основном, не временем выравнивания температуры по сечению детали (кроме случая крупногабаритных деталей, когда медленный или ступенчатый нагрев необходим для предотвращения деформации и/или растрескивания), а временем, необходимым для достаточно полного протекания диффузионных процессов. Эта стадия операции термообработки является наиболее длительной и, следовательно, самой энергоемкой, поскольку происходящие во время изотермической выдержки физико-химические и структурные превращения лимитируются весьма медленным процессом – гомогенизирующей (выравнивающей) диффузией углерода и железа по толщине зародыша.

Анализ структур после термической обработки некоторых деталей из среднеуглеродистых сталей показал, что в процессе нагрева под закалку детали зачастую перегреваются. Известно, что с увеличением температуры нагрева диффузионные процессы, происходящие в сталях, ускоряются. Время выдержки в этом случае существенно меньше. Была отобрана партия деталей, которые подвергли закалке по различным режимам (с уменьшением времени нагрева на 20, 30, 40 и 50 %).

Время нахождения изделий в печи, с одной стороны, должно обеспечивать завершение фазовых превращений, а с другой – не должно быть слишком большим, чтобы не вызвать обезуглероживания поверхностных слоев и роста зерна аустенита стали. Недостаточная выдержка может привести к неполной закалке, которая приводит к сохранению в структуре закаленной стали кристаллов доэвтектоидного феррита. Из-за низкой твердости феррита твердость стали после закалки будет неоднородна и существенно понижена.

При сокращении времени нагрева до 40 % в структуре закаленной стали феррита выявлено не было, что свидетельствует о том, что при температуре закалки все детали имели 100%-ю аустенитную структуру и все диффузионные процессы были завершены в полном объеме.

После закалки деталей был выполнен высокий отпуск. Структура деталей после высокого отпуска с уменьшением времени нагрева до 40 % представляет собой сорбит с твердостью 240–255 НВ (рисунок 2, а). Структура деталей после высокого отпуска с уменьшением времени нагрева свыше 40 % представляет собой сорбит + + участки феррита (рисунок 2, б).



а – уменьшение времени нагрева при закалке до 40 %; б – уменьшение времени нагрева при закалке свыше 40 %

Рисунок 2 – Микроструктура стали 40Х после высокого отпуска, $\times 500$ [4]

Прочность составляла 825 МПа, ударная вязкость – 160 Дж/м², твердость – НВ 235. При этом механические свойства изделий не снизились. При уменьшении времени выдержки до 40 % расход природного газа на нагрев одной партии детали 64221-2979030 – «палец» из стали 40Х сокращается до 35 %. На основании выпол-

ненных исследований была разработана технологическая инструкция ТИ АТЮФ 530.00.12 «Энергосберегающая оптимизация термической обработки детали 64221-2979030 «палец» от 17.12.2009.

Совместно с сотрудниками ОАО «МАЗ» проведены экспериментальные работы по выбору оптимальных режимов предварительной закалки с температур ковки при проведении горячей обработки давлением с последующим высоким отпускком и исследование формируемых структур и твердости заготовок. Проведенные полупромышленные испытания показали, что продолжительность термической обработки с использованием предложенного варианта технологии уменьшается на 10–20 % [5]. На основании выполненных исследований поданы заявки на изобретения («Устройство для охлаждения металлических изделий» № а 20101850 от 20 декабря 2010 г.; «Способ закалки металлических изделий» № а20101800 от 14 декабря 2010 г.).

Оптимизация режимов термической обработки поковок рычагов позволила отказаться от выполнения дополнительных термических операций [2]. На ОАО «МАЗ» при работе на старом оборудовании для получения стабильных свойств множества кованых (18 наименований) рычагов из стали 40ХН выполняли сложную термическую обработку, состоящую из нормализации для предварительной подготовки структуры и последующего улучшения для окончательного формирования структуры и свойств.

Комплекс выполненных работ [2] позволил научно обосновать и экспериментально подтвердить целесообразность исключения операции нормализации для номенклатуры рычагов (18 наименований) из стали 40ХН в кузнечном цехе ОАО «МАЗ». При этом экономический эффект от использования результатов за семь месяцев (10.2010–04.2011) составил 14,4 млн. руб.

Современное оборудование для предварительной термообработки поковок, имеющее высокую точность распределения температуры по всему объему печного пространства, регулируемое охлаждение садов, полная автоматизация процесса создает широкие перспективы для оптимизации режимов предварительной термообработки. Оптимизация и точное соблюдение технологических параметров позволяют сократить длительность и температуру операций термообработки, или вывести отдельные операции из техно-

логического процесса, заменить более энергоемкие технологические процессы улучшения на процесс регулируемой нормализации.

Проведенные на ОАО «МАЗ» работы свидетельствуют о необходимости поэтапного пересмотра технологических процессов для деталей автотехники, имеющих промежуточные виды термообработки. Кроме того, высокая точность регулировки по зонам печи $\pm 5^\circ\text{C}$ позволяет снизить технологическую температуру до требуемой по ГОСТ для различных марок сталей. Опыт Минского автомобильного завода может быть рекомендован для многих машиностроительных предприятий республики.

Литература

1. Постановление Совета Министров Республики Беларусь от 31 октября 2007 г. № 1421 «Об утверждении Программы технического переоснащения и модернизации литейных, термических, гальванических и других энергоемких производств на 2007–2010 гг.» с изм. и доп. от 9.06.2010. – Национальный реестр правовых актов Республики Беларусь, 2010 г., № 144, 5/32011.

2. Энергосберегающее совершенствование термической обработки поковок грузовой автотехники / В.М. Константинов [и др.] // *Металлургия: Республ. межведом. сб. науч. тр.: в 2 ч.* – Минск: БНТУ, 2011. – Вып. 33, ч. 2. – С. 28–38.

3. Энергосберегающая оптимизация термической обработки поковок в процессе металлургического передела в условиях кузнечного производства МАЗа: отчет о НИР (заключ.) / БНТУ; рук. темы В.М. Константинов. – Минск, 2010. – 175 с. – № ГР 20081081.

4. Константинов, В.М. Исследование особенностей формирования структуры конструкционных сталей с позиций энергосбережения при термической обработке / В.М. Константинов, Э.Д. Щербаков, Т.Н. Синиченко // *Литье и металлургия.* – 2010. – 4 (58). – С. 171–175.

5. Гурченко, П.С. Пути ресурсосбережения при изготовлении поковок деталей машиностроения / П.С. Гурченко, А.А. Солонович, Т.Н. Синиченко // *Металлургия: Республ. межведом. сб. науч. тр.: в 2 ч.* – Минск: БНТУ, 2011. – Вып. 33, ч 1. – С.62–72.

СОДЕРЖАНИЕ

Материаловедение и металловедение в металлургии и машиностроении

<i>Ковалевский В.Н., Сенченко Г.М., Урбанович Н.И.</i> Обработка взрывом и искусственное старение дюралюминиевого сплава Д16Т.....	3
<i>Кухарева Н.Г., Петрович С.Н., Стасевич Г.В.</i> Получение высокобористых диффузионных покрытий на углеродистых сталях...	9
<i>Белоцерковский М.А., Прядко А.С., Поболь И.Л., Поболь А.И., Шегельман И.Р., Романов А.В.</i> Нанесение коррозионно-стойкого покрытия на высокопрочный чугуn с шаровидным графитом методом гиперзвуковой металлизации.....	15
<i>Босяков М.Н., Бондаренко С.В., Жук Д.В., Назарова О.И., Ахмед М.Ш., Поболь И.Л.</i> Поверхностное упрочнение инструментальных сталей путем ионно-плазменного азотирования.....	27
<i>Кухарева Н.Г., Протасевич В.Ф., Басалай И.А., Петрович С.Н.</i> Карбонитрация инструментальной стали 4Х5МФС в кипящем слое.....	37
<i>Дашкевич В.Г., Ясенко Н.Н.</i> К проблеме фрикционной искробезопасности сплавов.....	43
<i>Протасевич В.Ф., Стасевич Г.В.</i> Влияние термической обработки на свойства борокарбонитрированного слоя.....	50
<i>Минько Д.В., Белявин К.Е., Кузнецик О.О., Макеев В.В.</i> Импульсные электрофизические технологии получения покрытий и модифицирования поверхности материалов.....	58
<i>Стефанович В.А., Борисов С.В., Белько О.С., Борисов В.Г.</i> Исследование структуры и свойств диффузионных слоев на стали 20Х13, полученных в системе хром-углерод с введением в реакционную смесь легкоплавких добавок.....	72
<i>Астрейко Л.А.</i> Коррозионное поведение защитных покрытий, содержащих интерметаллические соединения цинка.....	81
<i>Голубцова Е.С., Менделеева О.Л., Каледина Н.Б.</i> Влияние температуры быстрого повторного нагрева в аустенитную область и скорости охлаждения на свойства зоны термического влияния сварного соединения из стали 30ХГСА.....	88
<i>Константинов В.М., Булойчик И.А.</i> Анализ способов интенсификации диффузионных процессов при цинковании на различных стадиях химико-термической обработки.....	96

<i>Константинов В.М., Ткаченко Г.А.</i> Анализ структурообразования и изменения механических свойств сталей при термоциклировании.....	102
<i>Мурашова И.В., Селифанов С.О., Поболь И.Л.</i> Методы оценки качества режущих кромок стального и твердосплавного инструмента.....	111
<i>Мурашова И.В., Селифанов С.О., Поболь И.Л., Соколов Ю.В.</i> Исследование характера изнашивания твердосплавного инструмента с упрочняющими покрытиями.....	115
<i>Константинов В.М., Булойчик И.А., Зданович О.В.</i> Повышение эффективности процессов термомодиффузионного цинкования за счет использования термостатирования.....	121
<i>Стефанович А.В.</i> Исследование структуры наплавленных покрытий, полученных из диффузионно-легированных отходов инструментальных сталей.....	127
<i>Голубцова Е.С., Каледина Н.Б., Шуманская Л.С.</i> Влияние содержания марганца на механические свойства металла низколегированных сварных швов.....	141
<i>Константинов В.М., Ткаченко Г.А., Ковальчук А.В.</i> Повышение жесткости металлической основы систем «конструкционная сталь – нитрид титана».....	152
<i>Комаров Ф.Ф., Константинов С.В., Кукареко В.А., Пилько В.В.</i> Структурные особенности и микротвердость слоев TiN, TiCrN, TiSiN и TiAlN, нанесенных магнетронным методом на подложки из стали 12X18H10T.....	161
<i>Урбанович Н.И., Гегеня Д.В.</i> Изучение возможности использования изгари в составе насыщающих смесей для активации процесса диффузионного насыщения.....	168
<i>Белявин К.Е., Белоцерковский М.А., Сосновский И.А.</i> Использование индукционного нагрева для получения износостойких покрытий из порошков ферромагнитных сплавов.....	173
<i>Синиченко Т.Н.</i> Некоторые проблемы энергоэффективности термической обработки и пути их решения.....	184

Научное издание

МЕТАЛЛУРГИЯ

**РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ
СБОРНИК НАУЧНЫХ ТРУДОВ**

ВЫПУСК 34

В 2 ЧАСТЯХ

ЧАСТЬ 2

Технический редактор *О. В. Песенько*

Подписано в печать 12.04.2013. Формат 60×84 ¹/₁₆. Бумага офсетная. Ризография.

Усл. печ. л. 11,28. Уч.-изд. л. 8,82. Тираж 100. Заказ 263.

Издатель и полиграфическое исполнение: Белорусский национальный технический университет. ЛИ № 02330/0494349 от 16.03.2009. Пр. Независимости, 65. 220013, г. Минск.